



**Rupture des matériaux composites en
compression sens fibre.
Analyse de l'effet de l'endommagement.**

THÈSE

présentée et soutenue le 7 juillet 2015

pour l'obtention du

Doctorat de l'Université d'Aix-Marseille

Spécialité Mécanique des Solides

par

Gabriel Eyer

Jean-Claude Grandidier	ENSMA Poitiers	Examineur
Pascal Casari	Université de Nantes	Rapporteur
Frédéric Lachaud	ISAE Toulouse	Rapporteur
Michael Wisnom	Université de Bristol	Examineur
Nicolas Feld	PSA Peugeot-Citroën	Examineur
Jean-Paul Charles	LMA Marseille	Examineur
Christian Hochard	LMA Marseille	Directeur de thèse
Olivier Montagnier	CREA Salon de Provence	Co-encadrant

Remerciements

Il y a trois ans, je me décidais à entreprendre une thèse au sein du Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique à Marseille. Aujourd'hui, la dernière étape de rédaction reste l'écriture de ces remerciements. Compte-tenu du nombre non quantifiable de personnes à remercier, je me propose d'énoncer un remerciement global à toutes les personnes qui m'ont aidé à la réalisation de cette thèse. Je vais néanmoins me concentrer sur quelques personnalités.

Je tiens tout d'abord à remercier l'ensemble des membres du jury. J'adresse un sincère remerciement à Jean-Claude Grandidier pour avoir accepté de présider ce jury de thèse. Je suis également très reconnaissant envers Frédéric Lachaud et Pascal Casari pour le travail de rapporteur qu'ils ont effectué avec qualité. C'est aussi Nicolas Feld et Michael Wisnom que je voudrais remercier pour leur présence.

C'est enfin mon équipe d'encadrement que je tiens à remercier. Je souhaiterais tout d'abord les remercier d'un point de vue professionnel, chacun d'eux m'ayant apporté des éléments nécessaires à la réalisation de cette thèse. Merci à Christian Hochard pour son inventivité et son sens pratique. Merci à Olivier Montagnier pour son sens de l'organisation. Et enfin, merci à Jean-Paul Charles pour la connaissance technique des matériaux composites qu'il m'a apportée. Ce qui me tient encore plus à cœur, c'est de vous remercier d'un point de vue personnel pour votre disponibilité, votre bonne humeur, votre humour et tout ce qui fait que je vous apprécie.

Je voudrais également adresser mes remerciements envers tout le laboratoire¹ : administratifs, direction, doctorants, techniciens... Et si je devais remercier une personne en particulier, mes remerciements iraient en direction de Frédéric Mazerolle pour son aide précieuse sur toutes les manip. Je n'oublierai pas non plus toute l'équipe enseignante de la fac avec qui j'ai passé de bons moments.

Pour rien au monde, je n'oublierai ma famille. Merci à mes parents, merci à mes frères.

Un dernier remerciement (et non le moindre) pour la recherche la plus aboutie de cette thèse : Mathilde (et son chat).

1. Quang, Aurore, Marina, Boris, Benjamin, Annie, Pierre Suquet, Jean-Claude, Hervé, Noël, Aurélien, Mathilde, Gaultier, Fred, la machine à café, les canards et les singes du campus...

Table des matières

Remerciements	2
Principales notations	16
Introduction	19
1 Revue de bibliographie	23
1.1 Observations et modélisations à l'échelle de la micro-structure	24
1.1.1 Les débuts de la modélisation des ruptures par instabilité	24
1.1.2 Introduction de la plasticité et naissance de la <i>kinking-theory</i>	26
1.1.3 Synthèse des modèles	27
1.1.4 Effets de structure	32
1.1.5 Cas des tissés	33
1.2 Méthodes expérimentales appliquées à la compression des composites	35
1.2.1 Montages basés sur une sollicitation de compression pure	37
1.2.2 Montages basés sur une sollicitation de flexion	46
1.2.3 Montages divers	52
1.2.4 Comparaison des essais et discussion	54
1.3 Conclusion	58
2 Mesure du comportement en compression et influence de l'endommagement	61
2.1 Discussion concernant le matériel expérimental à disposition et méthodes d'essais	62
2.1.1 Méthode de corrélation d'images	62
2.1.2 Machines d'essais	64
2.1.3 Méthodologie	66

2.2	Essai de compression sur champ homogène	67
2.2.1	Fabrication des éprouvettes	67
2.2.2	Préconception de l'essai	70
2.2.3	Résultats	76
2.2.4	Proposition d'un modèle	84
2.3	Essais sur éprouvettes avec concentrations de contraintes	87
2.3.1	Étude préliminaire de faisabilité	88
2.3.2	Introduction de l'endommagement	96
2.3.3	Résultats sur éprouvettes endommagées	99
2.4	Couplage cisaillement-compression	103
2.5	Conclusion	106
3	Perspectives sur le dimensionnement des stratifiés	109
3.1	Étude préliminaire sur un préimprégné T700/M10	110
3.2	Étude des mécanismes de ruine observés pour un empilement [45,-45,90,-45,45]	111
3.2.1	Aspect numérique	111
3.2.2	Étude expérimentale	112
3.2.3	Synthèse	116
3.3	Validation sur un empilement [90,45,-45] _s	117
3.3.1	Simulation et méthodologie	117
3.3.2	Essai sans renfort	118
3.3.3	Essai avec renfort interlaminaire en PEI	118
3.3.4	Synthèse	123
3.4	Durée de vie d'un stratifié quasi isotrope	124
3.4.1	Simulation statique : mise en évidence du rôle du pli à 90°	124
3.4.2	Cas de la fatigue	124
	Conclusion générale	127
	Bibliographie	131
A	Modèle d'endommagement développé au laboratoire	I

A.1	Endommagement	II
A.2	Plasticité	III
A.3	Modes de rupture	IV
A.4	Cas de la fatigue	V
B	Banc d'essai de flexion pure	VII
B.1	Résultats bibliographiques	VII
B.2	Simulations	VIII
B.2.1	Modèle	VIII
B.2.2	Premières remarques	IX
B.2.3	Études paramétriques	IX
B.3	Conception du banc d'essai	XI
B.3.1	Choix du moteur	XI
B.3.2	Solution retenue	XI
B.3.3	Quelques notes de calcul	XII
C	Propriétés matériaux	XXI
C.1	Tissé G939/M18	XXI
C.2	Tissé 1055ES18	XXII
C.3	Unidirectionnel T700GC/M21	XXII

Table des figures

1	Généralisation du modèle d'endommagement pour les plis tissés (cas d'un tissu verre déséquilibré avec 83% des fibres dans la direction chaîne et 17% des fibres dans la direction trame)	20
2	Évolution de σ_{11}^{max} en fonction de l'endommagement d	21
1.1	Modes de flambage <i>micro</i> considérés par Rosen (1964)	25
1.2	Géométrie proposée pour la modélisation des <i>kink-band</i> (Budiansky et Fleck, 1993)	27
1.3	Formation d'une <i>kink-band</i> (Vogler <i>et al.</i> , 2001)	28
1.4	Sequence de dégradation d'un pli (Jumahat <i>et al.</i> , 2010)	29
1.5	Courbe de compression théorique pour un jeu de paramètres fixé (Kyriakides <i>et al.</i> , 1995)	30
1.6	Two-dimensionnal failure map, with test data added (Fleck, 1997)	31
1.7	Effet de l'empilement et de l'interaction entre les mèches (De Carvalho <i>et al.</i> , 2011)	34
1.8	Essais classiquement utilisés dans les normes ISO et ASTM (Adams, 2005) . .	38
1.9	Schématisation de l'éprouvette de Lee et Soutis (2007)	39
1.10	Éprouvette définie dans (Shokrieh et Omid, 2009)	40
1.11	Montage anti-flambage proposé par Fleck <i>et al.</i> (1995)	41
1.12	Géometrie des échantillons utilisés par Pinho <i>et al.</i> (2006) (en mm) pour : (a) les essais de traction et (b) les essais de compression	44
1.13	Dispositifs pour l'observation par MEB (Gutkin <i>et al.</i> , 2010)	44
1.14	(a) Montage de Grandidier <i>et al.</i> (2012) (b) Éprouvette de Carbajal et Mujika (2009) (c) Éprouvette de Grandidier <i>et al.</i> (2012)	47
1.15	Montage de flexion 4 points (Allix <i>et al.</i> , 1984)	48
1.16	Dispositif de flambage rotulé de Wisnom et Atkinson (1997)	51

1.17 Schéma de l'expérience de Kyriakides <i>et al.</i> (1995)	53
1.18 Montage de Vogler et Kyriakides (2001)	54
1.19 Montage de Chishti <i>et al.</i> (2012)	55
2.1 Fonctionnement des caméras	64
2.2 Schéma explicatif de la méthode de stéréo-corrélation d'images	65
2.3 Machines d'essais hydrauliques disponibles au laboratoire	66
2.4 Éprouvettes tubulaires utilisés	68
2.5 Méthode d'enroulement proposée	68
2.6 Compactage assuré par sac à vide	69
2.7 Compactage assuré par film thermorétractable	69
2.8 Compactage assuré par sac à vide et film thermorétractable	70
2.9 Influence du post-usinage sur le champ de déformations suivant la direction du tube après serrage des mors de la machine (300 bars)	71
2.10 Définition des zones de rupture lors d'un essai de compression pure	72
2.11 Effet du matériau utilisé pour la réalisation des talons sur le lieu d'apparition de la rupture	72
2.12 Strain field ε_{11} for a 9 ply carbon tube and various tabs	74
2.13 Prédiction théorique de la rupture en fonction du nombre de plis	75
2.14 Mise en évidence du phénomène de localisation lors de cycles de torsion	76
2.15 Effet du talon sur la zone de mesure : modélisation qualitative pour l'obser- vation de la déformée au centre du tube.	78
2.16 Strain fields ε_{11} obtained by DIC for a 7 ply carbon internal tube with different tabs	79
2.17 Effet du nombre de plis : validation de l'éprouvette vis-à-vis du flambage.	80
2.18 Strain fields ε_{11} obtained by DIC for a 7 and a 11 ply carbon internal tube and reinforced with a 90° glass/epoxy	81
2.19 Comportement non linéaire en compression	81
2.20 Schématisation du protocole de mesure pour quantifier l'effet de l'endomma- gement sur la résistance en compression	82
2.21 Mesure de l'endommagement	83
2.22 Ondulation naturelle des mèches pour le matériau tissé utilisé	84

2.23 Effet de l'endommagement sur la compression sens fibre	85
2.24 Faciès de rupture pour un endommagement important ($d = 0.95$)	86
2.25 Micro-fissures sur un empilement $[0,90]$ (Blasquez <i>et al.</i> , 2009)	86
2.26 Différentes éprouvettes pour étude de l'effet du gradient dans le plan	88
2.27 Contrainte à rupture variant en fonction de la longueur de la barre	90
2.28 Volume caractéristique utilisé au laboratoire (Hochard <i>et al.</i> , 2007)	91
2.29 Interpolation du champ de déformation pour une éprouvette haltère	94
2.30 Identification expérimentale des paramètres du critère de rupture non-local .	95
2.31 Photos <i>post mortem</i> des éprouvettes avec concentrations de contraintes	95
2.32 Découpe de la plaque référence P0 ($[0;90]_{13S}$)	96
2.33 Introduction de l'endommagement pour chacune des plaques P_i	97
2.34 Essai de calibrage : fatigue sur éprouvette à $\pm 45^\circ$	97
2.35 Plaque P1 avec rupture localisée proche des mors	98
2.36 Mesure par corrélation d'images : déformation suivant la direction verticale .	98
2.37 Essai de compression pour chaque barreau P_{ij}	99
2.38 Identification des paramètres du critère de rupture non-local sur éprouvette endommagée ($d=0.2$)	100
2.39 Identification des paramètres du critère de rupture non-local sur éprouvette endommagée ($d=0.4$)	101
2.40 Évolution de la longueur caractéristique en fonction de l'endommagement . .	101
2.41 Évolution de la déformation à rupture en compression en fonction de l'en- dommagement	102
2.42 Influence de l'inclinaison des fibres sur la déformation à rupture en compres- sion (essais réalisés sur éprouvettes haltère)	104
2.43 Application du critère de rupture en compression avec baisse de résistance en fonction de l'endommagement pour le cas de la compression avec défaut d'alignement	105
2.44 Influence de l'inclinaison des fibres sur la déformation à rupture en compres- sion - Comparaison des modèles	106
3.1 Modèle utilisé pour la simulation du stratifié $[45,-45,90,-45,45]$	112
3.2 Résultat de la simulation du stratifié $[45,-45,90,-45,45]$ - Cas sans baisse de résistance	113

3.3	Résultat de la simulation du stratifié [45,-45,90,-45,45] - Cas avec baisse de résistance en compression	113
3.4	Résultats expérimentaux de l'essai de traction sur un stratifié[45,-45,90,-45,45]	115
3.5	Essai de traction sur un stratifié [45,-45,90,-45,45]	115
3.6	Résultats expérimentaux de l'essai de traction sur un stratifié [(-45,45) _s ,90] renforcé par de la résine epoxy	116
3.7	Résultats de la simulation du stratifié [90,45,-45] _s avec prise en compte de la baisse de résistance en fonction de l'endommagement	117
3.8	Résultats de l'essai sur stratifié [90,45,-45] _s - la déformation tracée correspond à la déformation moyenne au centre de l'échantillon	119
3.9	Résultats de l'essai sur stratifié [90,45,-45] _s avec renfort interlaminaire en PEI - la déformation tracée correspond à la déformation moyenne au centre de l'échantillon	119
3.10	Champs de déformations sur l'éprouvette [90,45,-45] _s avec renfort interlaminaire en PEI - Point A	121
3.11	Champs de déformations sur l'éprouvette [90,45,-45] _s avec renfort interlaminaire en PEI - Point B	121
3.12	Champs de déformations sur l'éprouvette [90,45,-45] _s avec renfort interlaminaire en PEI - Point C	122
3.13	Photo <i>post mortem</i> de l'éprouvette [90,45,-45] _s avec renfort interlaminaire en PEI - Point D	122
3.14	Observations <i>post mortem</i> du pli à 90° sur stratifié [90,-45,45] _s avec renfort interlaminaire en PEI	123
3.15	Modèle utilisé pour la simulation du stratifié [90,-45,45,0] _s	125
3.16	Résultat de la simulation du stratifié quasi isotrope [90,-45,45,0] _s	125
3.17	Exemple de <i>pins</i> (Pegorin <i>et al.</i> , 2015)	126
A.1	Généralisation du modèle d'endommagement pour les tissés : exemple dans le cas d'un tissu verre/epoxy déséquilibré 1055ES18	I
A.2	Évolution de $Y_{d_1}^{max}$ en fonction de l'endommagement d_2	III
B.1	Essai de flexion pure (Montagnier, 2005)	VII
B.2	Identification du comportement sens fibre en traction-compression <i>via</i> un essai de flexion pure (Montagnier et Hochard, 2004)	VIII
B.3	Essai de flexion pure en grands déplacements	IX

B.4	Courbes $(Moment, Contrainte) = f(Déplacement)$ pour le carbone	X
B.5	Courbes $(Moment, Contrainte) = f(Déplacement)$ pour un UD verre	XI
B.6	Extrait de la documentation technique des réducteurs	XII
B.7	Conception du banc de mesure pour les essais de flexion pure	XII
B.8	Mise en plan du rail de guidage qui sera utilisé	XIII
B.9	Efforts induits dans l'éprouvette	XX

Liste des tableaux

1.1	Récapitulatif : essai Celanese modifié 1/3	40
1.2	Récapitulatif : essai Celanese modifié 3/3	42
1.3	Récapitulatif : plaque avec concentrations de contraintes	45
1.4	Récapitulatif : essais de flexion 3 points	47
1.5	Récapitulatif : essais de flexion 4 points	49
1.6	Récapitulatif : essais de flexion pure	50
1.7	Récapitulatif : essais de flexion-compression	51
1.8	Récapitulatif : essai avec anneau sous pression	53
1.9	Récapitulatif : essai de structure avec assemblage boulonné	54
2.1	Position de la rupture en fonction du matériau utilisé pour un tube 7 plis (les zones sont définies sur la figure 2.10)	73
2.2	Failure load for various specimens of $[0^\circ]_3$ carbon plies	77
2.3	Récapitulatif des résultats obtenus sur des éprouvettes saines - Cas avec concentrations de contraintes	95
2.4	Récapitulatif des résultats obtenus sur éprouvettes saines et endommagées - Cas avec concentrations de contraintes	100
3.1	Résumé des contraintes à rupture pour les empilements de préimprégné T700/M10110	
3.2	Résumé des contraintes à rupture pour les stratifiés $[90,45,-45]_s$	123
B.1	Paramètres matériaux utilisés pour les simulations de flexion pure	IX

Principales notations

Notation	Désignation	Grandeur	Unité
Divers			
ν_f	Taux de fibres	Pourcentage	%
$F_{failure}$	Effort causant la rupture	Force	N
F_{buckle}	Charge critique de flambage	Force	N
ϕ	Désalignement des fibres	Angle	Radians
Paramètres élastiques			
E_{11}	Rigidité sens fibre	Module d'Young	MPa
E_{22}	Rigidité sens matrice	Module d'Young	MPa
E_{12}	Rigidité en cisaillement	Module d'Young	MPa
ν_{12}	Coefficient de Poisson dans la direction 1_2	Coefficient de Poisson	
Variables d'endommagement			
d_{11}	Endommagement sens fibre	Endommagement	
d_{22}	Endommagement sens matrice	Endommagement	
d_{12}	Endommagement en cisaillement	Endommagement	
d	Endommagement matriciel	Endommagement	
Critères de rupture sens fibre			
ϵ_{max}^d	Déformation à rupture en traction sens fibre (fonction de l'endommagement d)	Déformation	%
$\epsilon_{max}^{d=0}$	Déformation à rupture en traction sens fibre (matériau sain)	Déformation	%
ϵ_{min}^d	Déformation à rupture en compression sens fibre (fonction de l'endommagement d)	Déformation	%
$\epsilon_{min}^{d=0}$	Déformation à rupture en compression sens fibre (matériau sain)	Déformation	%
Critères non locaux			
$L_{cp-s}^{d=0}$	Longueur caractéristique (<i>point stress</i>) pour un matériau sain	Longueur	mm
L_{cp-s}^d	Longueur caractéristique (<i>point stress</i>) pour un matériau endommagé	Longueur	mm
$L_{ca-s}^{d=0}$	Longueur caractéristique (<i>average stress</i>) pour un matériau sain	Longueur	mm
L_{ca-s}^d	Longueur caractéristique (<i>average stress</i>) pour un matériau endommagé	Longueur	mm

Introduction

Les matériaux composites sont de plus en plus utilisés dans l'industrie, que ce soit pour des applications loisirs, aéronautiques ou aérospatiales. Cet engouement pour les matériaux composites découle directement de leurs bonnes propriétés mécaniques ([Chalaye, 2002](#)). Si la rigidité des matériaux composites est plutôt bien comprise actuellement, la connaissance de leur résistance pour des chargements complexes reste perfectible. Cependant, pour concevoir une structure performante, il est indispensable de pouvoir prédire avec efficacité sa tenue mécanique. Un paramètre essentiel à la simulation des structures jusqu'à la rupture est évidemment la bonne connaissance du matériau utilisé.

Dans le souci de mieux prévoir la rupture des stratifiés, un modèle est depuis quelques années en développement au sein du LMA ([Thollon, 2009](#); [Miot, 2009](#)). Ce modèle s'appuie essentiellement sur la mise en place de variables d'endommagement et sur un critère de rupture sens fibre. Les premiers modèles d'endommagement ont été formulés dans les années 1960 par [Kachanov \(1958\)](#); [Robotnov \(1968\)](#) pour modéliser la rupture liée au fluage dans les matériaux métalliques. L'endommagement correspond à la baisse de rigidité constatée à l'échelle *macro*. Cet endommagement peut s'expliquer, à l'échelle *micro*, par l'apparition de micro-fissures. C'est ensuite les travaux de [Lemaitre et Chaboche \(1974\)](#); [Hult \(1974\)](#); [Leckie \(1978\)](#); [Murakami \(1983\)](#) qui ont permis de généraliser cette notion d'endommagement au cas des matériaux isotrope via l'introduction d'un potentiel thermodynamique. Ensuite, l'une des références de l'application de la mécanique de l'endommagement au cas des composites est produite par [Ladeveze et Ledantec \(1992\)](#). Cette modélisation se place à l'échelle *meso* (l'échelle du pli), c'est-à-dire entre le *macro* (le stratifié) et le *micro* (la fibre). Ce modèle a montré une grande robustesse pour la prédiction du comportement des matériaux composites soumis à des chargements complexes. Ce type de modélisation considère chaque pli séparément (avec éventuellement une interface entre les plis ([Allix et Ladeveze, 1992](#))) sans variation de l'endommagement dans l'épaisseur du pli. L'équation fondamentale du modèle est l'expression d'une énergie de déformation pour chacun des plis :

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\langle \sigma_{11} \rangle_+^2}{E_{11}^0(1-d_1)} + \frac{\langle \sigma_{11} \rangle_-^2}{E_{11}^0} - \frac{2\nu_{12}^0}{E_{11}^0} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{E_{22}^0(1-d_2)} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_-^2}{E_{22}^0} + \frac{\sigma_{12}^2}{E_{12}^0(1-d_{12})} \right] \quad (1)$$

Pour chaque pli, plusieurs variables internes d'endommagement sont ainsi définies :

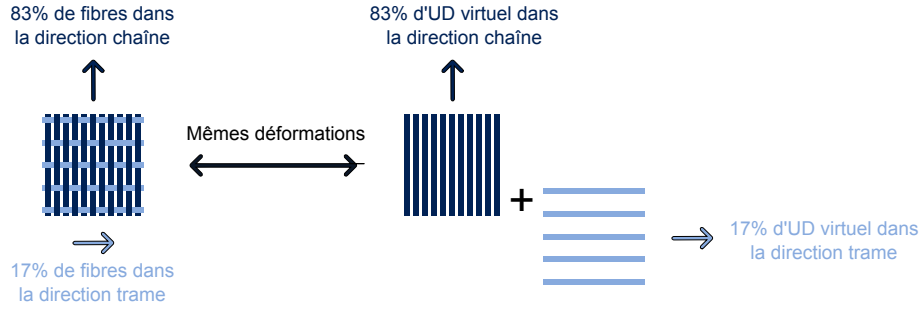


Figure 1 – Généralisation du modèle d’endommagement pour les plis tissés (cas d’un tissé verre déséquilibré avec 83% des fibres dans la direction chaîne et 17% des fibres dans la direction trame)

- d_{11} qui traduit la baisse de rigidité dans le sens fibre,
- d_{22} qui représente la baisse de rigidité de la matrice,
- d_{12} qui représente la baisse de rigidité en cisaillement.

La définition de ces variables d’endommagement possède une signification physique forte. Les variables d_{22} et d_{12} correspondent, à l’échelle *micro*, à l’apparition de micro-fissures dans la résine. L’endommagement d_{11} correspond à la rupture brutale des fibres.

Ce type de modélisation est originellement destiné à l’étude des plis unidirectionnels. Des extensions au cas des plis tissés ont été proposées par [Thollon et Hochard \(2009\)](#) (pour les plis tissés 2D) et [Casari et al. \(1999\)](#) (pour les plis tissés 3D). L’idée de l’extension est de considérer qu’un pli tissé peut se décomposer en deux plis unidirectionnels qui possèdent les mêmes déformations (la figure 1 représente le cas d’un tissé déséquilibré dans lequel 83% des fibres sont orientées dans le sens chaîne et 17% des fibres dans le sens trame).

Le modèle développé au laboratoire ([Hochard et al., 2009](#)) est présenté plus en détail en annexe A. Une des hypothèses fortes du modèle est que $d_2 = d_{12}$. On se permettra donc dans la suite du manuscrit d’utiliser d pour désigner de manière générique l’endommagement matriciel.

Ce type de modélisation décrit bien la réponse d’un stratifié pour des sollicitations complexes. Cependant, pour prédire la rupture, il est nécessaire d’introduire des critères afin de décrire l’évolution de l’endommagement jusqu’à la ruine du stratifié.

Deux modes de rupture sont usuellement utilisés ([Ladeveze et Ledantec, 1992](#)). Soit la ruine est due à l’instabilité du stratifié², soit la ruine est due à la rupture des fibres. Concernant la rupture en traction dans la direction des fibres, cela revient à écrire :

$$\text{Si } \sigma_{11} \geq \sigma_{11}^{max}(d) \quad \text{alors les fibres sont rompues.} \quad (2)$$

2. Cela correspond au cas où $\frac{\partial \sigma_{strat}}{\partial \varepsilon_{strat}} = 0$

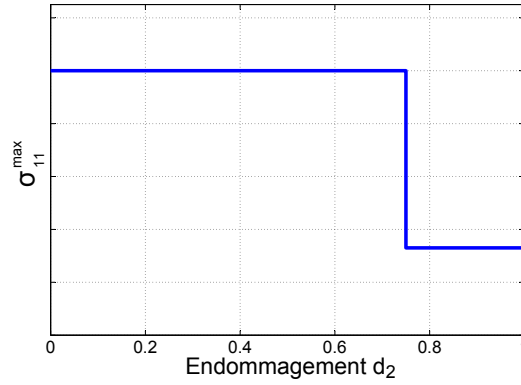


Figure 2 – Évolution de σ_{11}^{max} en fonction de l'endommagement d

Dans le cas de la traction, l'influence de l'endommagement matriciel d sur la résistance sens fibre a bien été montrée par [Thollon \(2009\)](#). Il s'avère que pour des endommagements matriciels faibles, la résistance en traction n'est pas affectée par la présence de micro-fissures dans la matrice. Cependant, pour des endommagements importants ($d \gtrsim 0.8$), la résistance en traction est sévèrement diminuée. Pour les matériaux étudiés au laboratoire, cette chute de résistance peut atteindre 70 % (figure 2). Cette baisse de résistance, liée au fait que la résine est fortement endommagée, peut s'expliquer par une mauvaise répartition des contraintes sur les différentes fibres. Certaines fibres sont donc beaucoup plus chargées que d'autres. C'est cet état de contraintes irrégulier qui entraîne d'abord la ruine de quelques fibres puis, de l'ensemble du pli.

Le cas de la compression n'a pas été traité et semble d'autant plus délicat. Pour la compression, le mode de rupture semble être, en premier lieu, lié à une instabilité (microflambage) des fibres à l'échelle de la microstructure ([Rosen, 1964](#); [Argon, 1972](#); [Budiansky et Fleck, 1993](#); [Fleck, 1997](#)). L'élancement des fibres facilite ce mode de rupture et c'est la résine qui joue ici un rôle stabilisant sur cette instabilité. Il semble compréhensible que pour un endommagement très important ($d \sim 1$), les fibres, qui ne sont plus maintenues latéralement, vont flamber et entraîner une rupture quasi-instantanée du pli. À première vue, il est donc pressenti que l'endommagement va jouer un rôle clé en compression.

De nombreuses publications traitent de cet aspect à travers des méthodes d'homogénéisation, le composite se prêtant volontiers à ce type de méthode de par sa microstructure très architecturée ([Rosen, 1964](#); [Argon, 1972](#); [Grandidier, 1991](#); [Budiansky et Fleck, 1993](#); [Fleck, 1997](#); [Barbero et Tomblin, 1996](#); [Vogler et al., 2001](#); [Feld et al., 2011b](#); [Feld, 2011](#); [Feld et al., 2011b,a, 2012](#); [Allix et al., 2014](#)). De plus, ce sujet semble être un challenge académique intéressant puisqu'il met en jeu des mécanismes d'instabilité à l'échelle *micro* ayant des conséquences directes sur le comportement du matériau à l'échelle *macro*. Dans un premier temps, les connaissances actuelles au sujet de la compression sens fibre seront analysées avec cette approche. Il sera montré que ce type de méthode donne une bonne

idée des mécanismes et des processus physiques mis en jeu lors de la compression sens fibre. Cependant, il sera également montré que ce type de méthodologie ne se suffit pas en elle-même et qu'elle nécessite impérativement une comparaison à l'expérimental.

Malheureusement, les difficultés expérimentales dans le cas de la compression ne sont plus à démontrer ([Adams, 2005](#)). L'élancement des éprouvettes, combiné à des sollicitations de compression, entraîne en effet des instabilités à l'échelle de la structure (flambage) qui rendent l'expérimentation complexe. Il y a donc un véritable challenge pour comparer les résultats obtenus théoriquement à ceux obtenus par l'expérience. Il faut d'une part que les modèles théoriques se rapprochent suffisamment de la réalité expérimentale mais il faut également que les expériences soient bien maîtrisées pour ne pas introduire de défauts parasites ou non-maîtrisés. Toute perturbation, même minime, sur ce type de problème instable engendre effectivement des variations importantes sur le résultat obtenu. On analysera donc les moyens d'essais déjà utilisés en ce qui concerne la compression. Cela permettra de dégager certains points clés indispensables à la mise en place d'un protocole expérimental cohérent.

Suite à cette analyse bibliographique, un protocole expérimental sera proposé afin d'étudier la compression sens fibre pour les matériaux composites (tissés et unidirectionnels). Ce protocole sera analysé afin de montrer que la mesure effectuée correspond bien à une rupture de type matériau, et non pas liée aux effets de structure présents lors de l'essai. L'objectif étant d'étudier l'effet de l'endommagement sur la rupture en compression, une procédure sera développée afin d'endommager les échantillons avant les essais de compression. Dans un premier temps, l'accent sera mis sur la réalisation d'un essai de compression avec champ homogène, cela permettra de modéliser l'effet de l'endommagement sur la résistance en compression mais aussi de modéliser la non-linéarité du pli carbone/époxy en compression sens fibre. Dans un second temps, des essais sur des éprouvettes avec concentrations de contraintes seront réalisés. Cela permettra de mettre en évidence la présence d'une longueur caractéristique dans le cas d'une rupture avec un champ de contraintes non-uniforme.

Suite à ces essais et à la proposition d'un modèle, une étude sera réalisée afin de mettre en évidence l'implication de ces résultats sur le dimensionnement des stratifiés. Lors de chargements complexes sur des empilements avec des orientations quelconques, des sollicitations globales (autres que de compression) peuvent entraîner un état de compression sens fibre dans certains plis. Ces plis peuvent être, selon les cas étudiés, plus ou moins fortement endommagés. Il sera donc montré, pour exemple, sur un empilement $[45,-45,90,-45,45]$ sollicité en traction, que si le modèle de baisse de résistance en fonction de l'endommagement n'est pas pris en compte, on surestime fortement les capacités du stratifié.

Chapitre 1

Revue de bibliographie

Cette première partie a pour objectif de donner un bref aperçu de la littérature en ce qui concerne la compression des composites dans la direction sens fibre. Une première partie s'intéresse à l'étude des modèles à l'échelle de la fibre. Ces modèles tentent de décrire la physique intervenant lors de la rupture en compression en postulant sur les scénarios entraînant la ruine du pli. Certains d'entre eux, à travers des modélisations judicieuses, donnent directement des formules analytiques de la contrainte à rupture. Cela permettra donc d'esquisser l'effet de l'endommagement sur la rupture en compression. Ces modélisations micro-mécaniques nécessitent néanmoins une confrontation à l'expérience. C'est pour cette raison qu'une seconde partie du chapitre concernera les méthodes expérimentales existantes. L'analyse de ces méthodes mettra en évidence les difficultés relatives à la proposition d'un protocole expérimental de qualité (flambage, concentrations de contraintes, défauts de fabrication des échantillons, etc...).

Sommaire

1.1 Observations et modélisations à l'échelle de la micro-structure	24
1.1.1 Les débuts de la modélisation des ruptures par instabilité	24
1.1.2 Introduction de la plasticité et naissance de la <i>kinking-theory</i>	26
1.1.3 Synthèse des modèles	27
1.1.4 Effets de structure	32
1.1.5 Cas des tissés	33
1.2 Méthodes expérimentales appliquées à la compression des composites	35
1.2.1 Montages basés sur une sollicitation de compression pure	37
1.2.2 Montages basés sur une sollicitation de flexion	46
1.2.3 Montages divers	52
1.2.4 Comparaison des essais et discussion	54
1.3 Conclusion	58

1.1 Observations et modélisations à l'échelle de la micro-structure

Depuis quelques dizaines d'années, les méthodes d'homogénéisation sont de plus en plus utilisées pour la prédiction du comportement des matériaux. Ces méthodes, d'abord limitées à l'identification des propriétés élastiques, sont utilisées pour des identifications plus complexes (plasticité, endommagement, rupture) ([Moulinec et Suquet, 1998](#)). Ne nécessitant que peu de moyens, elles permettent de s'affranchir des coûts importants liés aux méthodes expérimentales. Les méthodes d'homogénéisation sont donc d'une grande aide en ce qui concerne la recherche du lien entre les propriétés macroscopiques et les processus mis en jeu à l'échelle de la micro-structure. Les matériaux composites, présentant une architecture ordonnée, se prêtent volontiers à ce type de méthode de calcul. Cette première partie, sans rentrer dans les détails des méthodes d'homogénéisation, a pour but de fournir quelques processus de rupture envisagés suite à la mise en place de modèles à l'échelle microscopique.

1.1.1 Les débuts de la modélisation des ruptures par instabilité

L'un des premiers modèles permettant de décrire la rupture à l'échelle des fibres a été proposé par [Rosen \(1964\)](#). Une observation par photoélasticimétrie est réalisée sur une fibre de verre seule dans une matrice époxy. Cette observation montre l'oscillation de la fibre lorsque le chargement de compression augmente. Il a donc été conjecturé que la rupture en compression était la conséquence de l'instabilité locale des fibres en compression. Cela se traduit par un micro-flambage (*microbuckling*). La modélisation proposée par [Rosen \(1964\)](#) est finalement celle d'une poutre (les fibres) dans un milieu élastique (la matrice). Afin de déterminer la contrainte à rupture, les hypothèses suivantes sont postulées :

- la matrice a un comportement élastique,
- les fibres ont un comportement élastique,
- la cohésion fibre-matrice est parfaite,
- le problème est traité en 2D,
- l'alignement des fibres est parfait.

Deux modes de flambage sont considérés : le mode d'extension et le mode de cisaille-

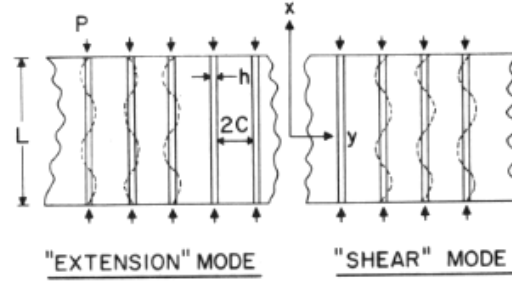


Figure 1.1 – Modes de flambage *micro* considérés par [Rosen \(1964\)](#)

ment (représentés sur la figure 1.1). Pour chacun des modes, la charge critique menant à l'instabilité est déterminée *via* une méthode de minimisation d'énergie. Cela permet d'obtenir les équations 1.1 et 1.2.

Pour le mode d'extension :

$$\sigma_{failure} = 2 \cdot \nu_f \cdot \left(\frac{\nu_f \cdot E_m \cdot E_f}{3 \cdot (1 - \nu_f)} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (1.1)$$

Pour le mode de cisaillement :

$$\sigma_{failure} = \frac{G_m}{1 - \nu_f} \quad (1.2)$$

Ce premier modèle présente bien une méthode afin de prédire la rupture en compression. Les résultats théoriques obtenus avec ce modèle restent cependant très éloignés des valeurs obtenues expérimentalement. La limite à rupture étant toujours surestimée. Ce premier modèle présente néanmoins deux avantages : (i) il développe l'idée d'une rupture par instabilité et (ii) il montre que pour une fraction volumique de fibre élevée ($\nu_f \gtrsim 0.3$) le mode excité est celui de cisaillement (ce qui est usuellement le cas pour les composites actuels).

Ce type de modélisation reste très idéalisé et se limite au cas des plis unidirectionnels (UD). L'influence de l'endommagement sur la rupture en compression apparaît cependant clairement dans ce modèle. La définition de l'endommagement proposée par [Ladeveze et Ledantec \(1992\)](#) lie directement le module de la matrice à l'état endommagé et sain par la relation suivante :

$$d_m = 1 - \frac{G_m}{G_m^0} \quad (1.3)$$

L'équation 1.2 peut donc se réécrire afin de faire intervenir la variable d'endommagement :

$$\sigma_{failure} = \frac{G_m^0 (1 - d_m)}{1 - \nu_f} \quad (1.4)$$

Il apparaît donc ici que l'endommagement joue un rôle important dans la rupture en compression sens fibre. Suivant cette modélisation, il semblerait que la résistance en compression soit une fonction linéaire de l'endommagement. Cela semble tout à fait acceptable d'un point de vue physique. Il semble probable que pour un endommagement important ($d \sim 1$), l'élancement des fibres, qui ne sont plus maintenues latéralement par la résine, mène à leur flambage immédiat. Ce flambage entraîne rapidement la rupture du pli. D'un point de vue plus global, ce type de modélisation correspond à la recherche des charges critiques de flambage pour un solide élancé dans un milieu élastique. Il est donc tout à fait possible d'appliquer ce modèle pour une fibre seule mais aussi pour une mèche ou pour un ensemble de fibres.

1.1.2 Introduction de la plasticité et naissance de la *kinking-theory*

Suite aux travaux de [Rosen \(1964\)](#), de nouveaux modèles sont élaborés en proposant un nouveau mode de rupture par instabilité du pli qui est essentiellement lié à deux propriétés du matériaux. D'une part, il apparaît que le comportement de la matrice influe fortement sur le comportement. Cela encourage donc à modéliser la plasticité de la matrice (comportement parfaitement plastique pour [Argon \(1972\)](#) et élastique-parfaitement plastique pour [Budiansky et Fleck \(1993\)](#)). D'autre part, c'est la faible déformation à rupture de la fibre qui cause la ruine du pli.

Cette modélisation découle d'une observation *post mortem* du matériau. Le mode de dégradation observé est alors une micro-instabilité plastique entraînant une bande de glissement (*kink-band*) telle que décrite dans la figure 1.2 et observée par [Vogler et al. \(2001\)](#) (figure 1.3).

Une fois la géométrie du problème posée, un cadre théorique est proposé par plusieurs auteurs pour l'écriture du problème, c'est la *kinking-theory* ([Budiansky et Fleck, 1993](#); [Slaughter et Fleck, 1993](#); [Kyriakides et al., 1995](#); [Feld, 2011](#)). Il s'agit ici d'écrire les équations d'équilibre correspondant au Volume Élémentaire Représentatif (VÉR) présenté dans la figure 1.2. Selon les hypothèses choisies, la mise en place de(s) équation(s) d'équilibre est plus ou moins complexe.

Le grand problème de cette théorie vient d'abord de la prise en compte d'un seul défaut ([Feld, 2011](#)) ce qui donne une modélisation très idéalisée de la microstructure. Ensuite, il semble que la rupture soit également en lien avec d'autres modes de dégradations secondaires ([Jumahat et al., 2010](#)) (figure 1.4). Le cas du *splitting* (rupture de la matrice le long de la fibre) est en effet abordé dans certaines publications ([Wisnom et Atkinson, 1997](#)).

Un défaut récurrent de cette modélisation provient de l'instabilité même du phénomène qui entraîne l'instabilité de sa simulation mais aussi de l'expérience. Afin de pouvoir observer la formation de la bande de glissement (l'instabilité rendant l'observation quasi-impossible

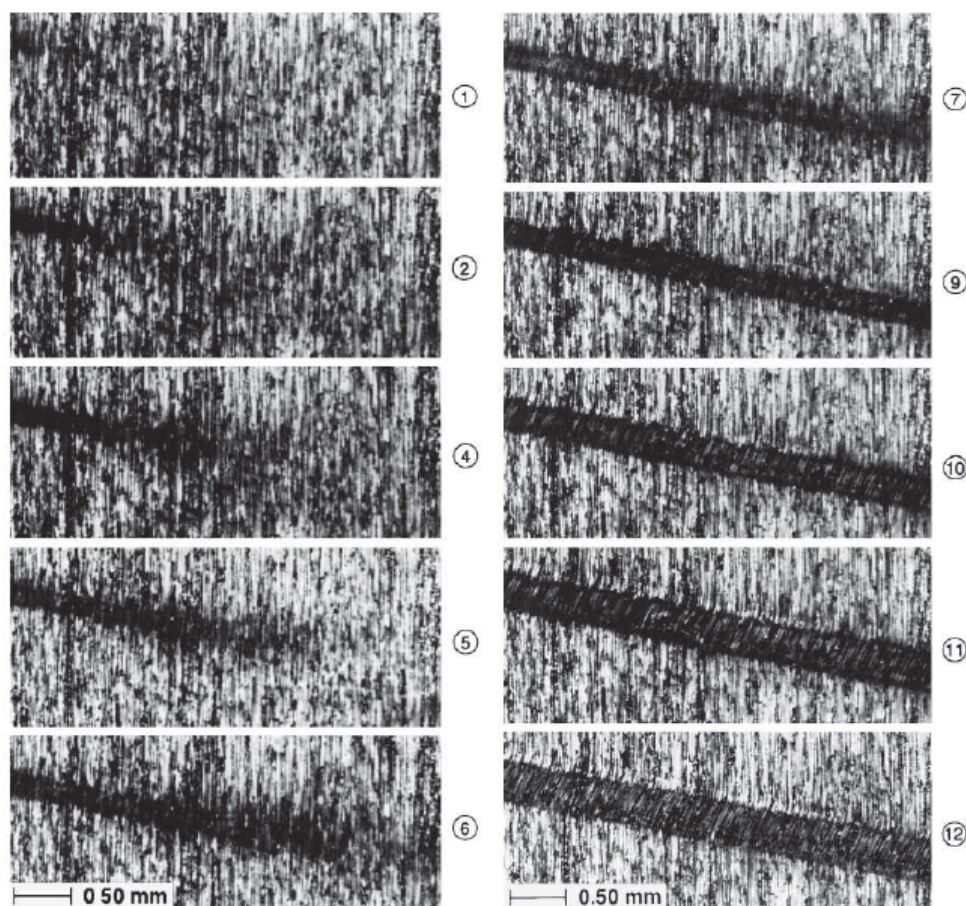


Figure 1.3 – Formation d'une *kink-band* (Vogler *et al.*, 2001)

s'appuient essentiellement sur une analyse de l'instabilité de type *kink-band*.

• Kyriakides *et al.* (1995) analysent l'influence des différents paramètres d'un modèle de *kink-band* relativement complet en 2D puis en 3D (Vogler et Kyriakides, 2001). Cela permet de déterminer la séquence de dégradation du pli (figure 1.5) dans le cas d'une rupture dominée par la propagation d'une bande de glissement. Les hypothèses utilisées par ce premier modèle sont les suivantes :

- matrice élastique - plastique avec consolidation isotrope (modèle de Drucker et Prager),
- fibre élastique - parfaitement plastique,
- prise en compte de l'ondulation des fibres (imperfection globale),
- prise en compte du désalignement (imperfection locale),
- périodicité dans la direction de l'épaisseur.

Ce modèle est relativement crédible puisqu'il est appuyé sur une analyse expérimentale complète.

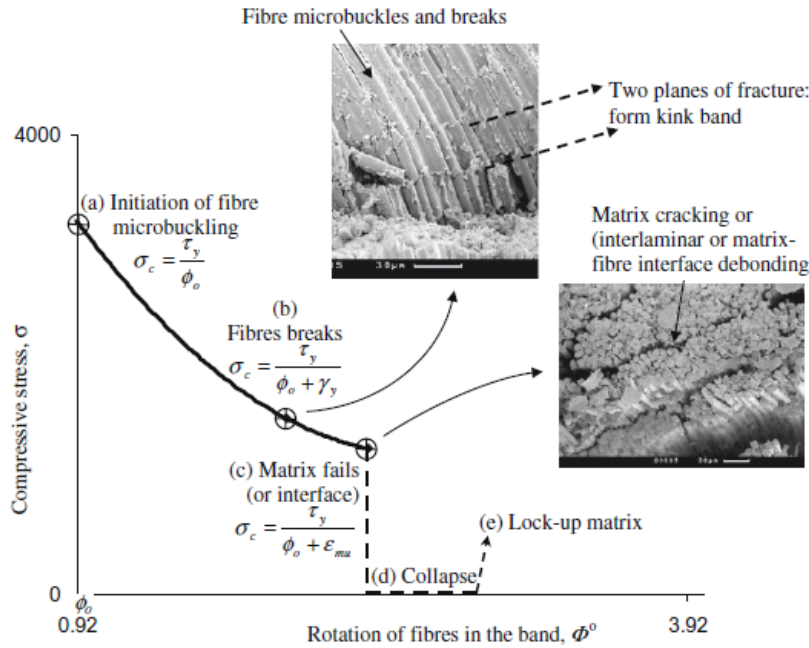


Figure 1.4 – Sequence de dégradation d'un pli (Jumahat *et al.*, 2010)

NOTA : il n'y a pas de rapport entre les points de la courbe 1.5 et ceux de la figure 1.3.

Jusqu'au point ① (figure 1.5) la réponse est quasi linéaire puis la non-linéarité devient de plus en plus marquée jusqu'au point de chargement maximum ②. Cette baisse de rigidité est attribuée au comportement non-linéaire de la matrice. Ce point de bifurcation ② est dû au micro-flambage des fibres. Cela mène à une rupture soudaine et catastrophique du pli.

Ensuite, d'autres articles (Hays *et al.*, 2000; Vogler et Kyriakides, 2001) proposeront des analyses semblables en introduisant un couplage compression-cisaillement (ce qui permet un contrôle plus stable de la zone post-flambée). Ils établissent deux modèles (2D et 3D) qui sont ensuite comparés. À nouveau une analyse des différents paramètres du modèle est effectuée.

Les résultats sont synthétisés ci-dessous :

- La largeur simulée de la bande de glissement est proche des valeurs expérimentales (Vogler *et al.*, 2001) mais l'orientation (β) vaut seulement la moitié de la valeur mesurée. Cette largeur dépend du diamètre des fibres et de la fraction volumique. L'orientation (β) y est insensible.
- Les imperfections n'influent pas sur les caractéristiques géométriques de la *kink-band*.
- Que le modèle soit posé en contraintes planes ou en déformations planes, les résultats sont similaires.
- Les modèles 2D et 3D donnent des résultats proches.
- Pansart *et al.* (2009) propose le même type d'analyse mais avec des outils de calculs

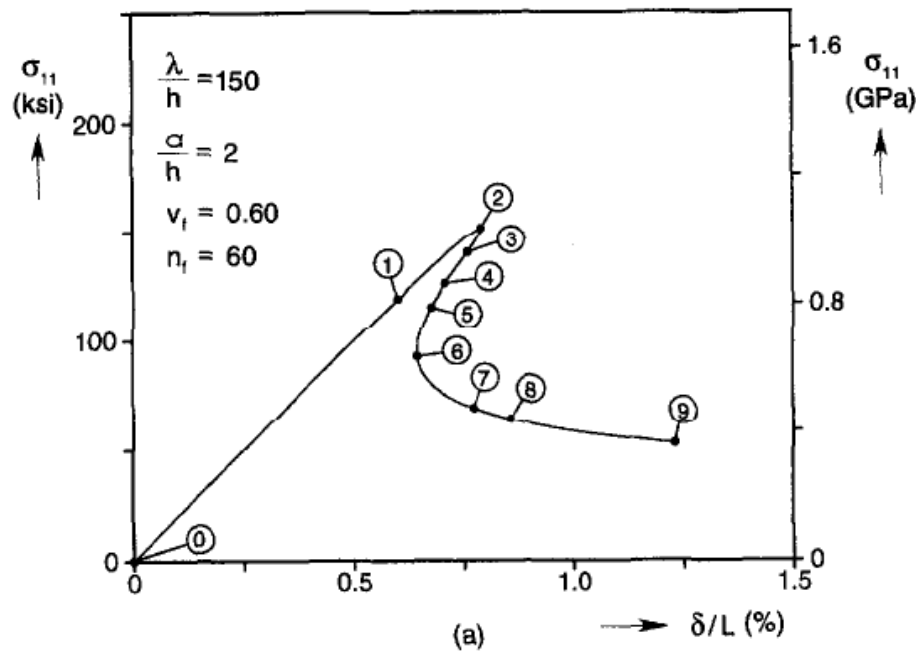


Figure 1.5 – Courbe de compression théorique pour un jeu de paramètres fixé (Kyriakides *et al.*, 1995)

plus puissants afin d'expliquer les différences obtenues dans la prédiction de la contrainte à rupture selon la modélisation utilisée. Cette analyse s'effectue pour différents paramètres matériaux.

Le modèle est très complet avec une prise en compte des effets à deux échelles (*micro* et *meso*). Le calcul porte essentiellement sur la recherche de la contrainte à rupture (le comportement post-instabilité n'est pas étudié). Le modèle permet de prendre en compte :

- la fraction volumique de fibres,
- les paramètres de la fibre (diamètre et paramètres élastiques),
- les paramètres de la matrice (non-linéarité),
- les interfaces,
- les contraintes résiduelles,
- le désalignement des fibres et l'ondulation.

Le paramètre le plus influent est l'ondulation des fibres. Le désalignement des fibres ainsi que la rigidité de la matrice jouent aussi des rôles importants mais moindres.

Enfin les propriétés des fibres, la plasticité de la matrice et sa résistance, les interfaces, ainsi que les contraintes résiduelles ont une influence minime sur la contrainte à rupture en compression sens fibre.

- Feld *et al.* (2011b) ont proposé récemment un meso-modèle très complet issu d'une ho-

mogénéisation de l'échelle *micro* prenant en compte (entre autre) l'endommagement de la matrice. Ce modèle est finalement très proche (dans l'idée) de celui de [Budiansky et Fleck \(1993\)](#) puisqu'il s'appuie sur le même VÉR mais il présente un cadre théorique plus général pour l'homogénéisation.

Cette méthode est reprise en détail par [Guimard \(2007\)](#) et [Feld \(2011\)](#). Cette méthode s'intéresse surtout à la simulation du matériau jusqu'à la rupture complète, c'est-à-dire après l'apparition de la bande de glissement.

- [Jelf et Fleck \(1992\)](#) puis [Fleck \(1997\)](#) ont proposé de synthétiser les résultats obtenus pour déterminer quel mode de rupture est prépondérant en fonction des paramètres matériaux (rupture de la fibre, rupture de la matrice, *microbuckling* ou *kink-band*).

Des "cartes de ruptures" sont établies afin d'estimer le mode de rupture préférentiel (figure 1.6). Notamment à travers un diagramme $\frac{\tau_y}{\bar{\phi}}$ en fonction de G , avec :

G : module de cisaillement du composite,

τ_y : contrainte de cisaillement à rupture,

$\bar{\phi}$: désalignement.

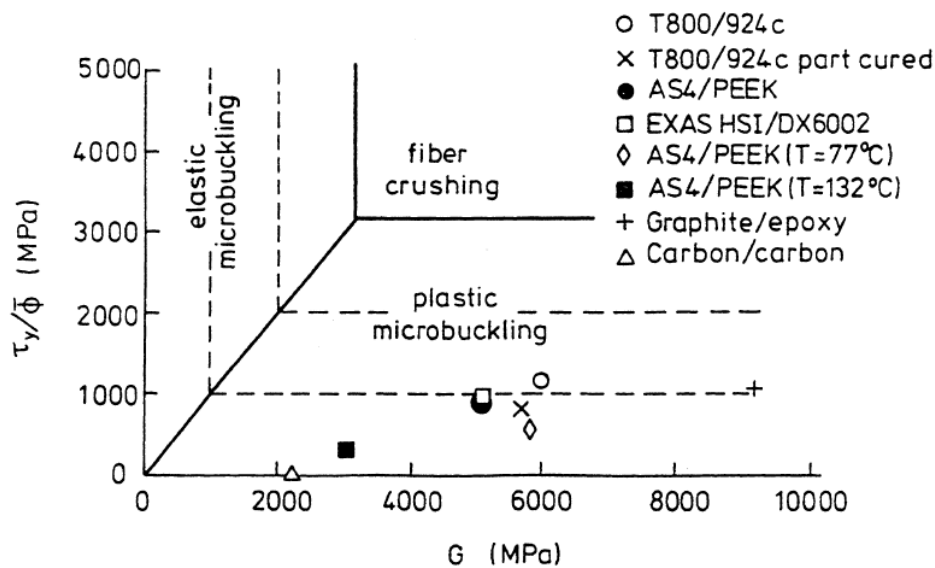


Figure 1.6 – Two-dimensionnal failure map, with test data added ([Fleck, 1997](#))

Cette méthode permet d'envisager le dimensionnement en considérant chaque mode de rupture indépendamment. Dans la pratique, il semble que la détérioration du composite fasse appel en même temps à plusieurs modes de rupture (il y a donc des couplages entre ces différents modes) ([Jumahat et al., 2010](#)). Cette analyse montre cependant que les trois paramètres G , τ_y et $\bar{\phi}$ sont les trois paramètres les plus influents sur la rupture en com-

pression sens fibre. C'est notamment au travers de ces résultats que les paramètres de nos expériences seront choisis.

• **Modèles statistiques.** Il a donc été montré que le mauvais alignement des fibres jouait un rôle important dans la rupture du composite (Kyriakides *et al.*, 1995; L. B. Greszczuk, 1975; Budiansky et Fleck, 1993; Pansart *et al.*, 2009).

Parallèlement, une technique est mise au point afin de mesurer le désalignement des fibres (Yurgartis, 1987). Il s'agit de mesurer la géométrie des ellipses formées par les fibres lors de la coupe d'un pli. Une modélisation par une loi normale permet donc de quantifier l'orientation des fibres dans un pli.

Barbero et Tomblin (1996) s'appuient sur cette méthode pour donner une charge critique qui est fonction des paramètres de la loi normale et des paramètres matériaux. Le modèle ne s'applique qu'à des ruptures par micro-flambage élastique (modèle de Rosen (1964)).

Dans cet esprit Garland *et al.* (2001) proposent une méthode de Monte Carlo afin de déterminer la propagation de la rupture. Une rupture de fibre s'accompagne en effet d'une concentration de contraintes au voisinage de la fibre rompue. Cette rupture affecte donc les fibres voisines, ce qui les amène également à se rompre. Cette méthode permet de déterminer l'angle d'inclinaison de la *kink-band*.

Jelf et Fleck (1992) utilisent la théorie de Weibull (Weibull, 1951) pour expliquer l'effet de taille des éprouvettes ou bien l'effet de la taille d'un trou dans une plaque trouée de largeur constante. Il a en effet été montré qu'une pièce de plus grande taille avait une contrainte à rupture plus faible qu'une éprouvette de faibles dimensions. Ce phénomène s'explique par le fait que la rupture est très liée à la présence de défauts. Si la taille des éprouvettes est importante la probabilité de défauts l'est aussi, ce qui favorise la rupture.

1.1.4 Effets de structure

Effets de structure dans le plan. Compte-tenu du caractère soudain et catastrophique de la rupture par formation de *kink-band*, certains auteurs proposent d'adapter les outils de la mécanique de la rupture à ce mode de dégradation. Usuellement, ce type d'outil est utilisé pour des modes d'ouverture, de cisaillement ou de vissage. Il s'agit donc ici de considérer un mode de rupture supplémentaire correspondant au mode de fermeture. Les paramètres de rupture sont donc énergétiques (Fleck *et al.*, 1995; Pinho *et al.*, 2006). La *kink-band* joue ici le rôle d'une fissure. Son initiation et sa propagation sont régies par les relations classiques de mécanique de la rupture.

Dès lors que ces paramètres usuels de la mécanique de la rupture sont connus (résistance à la compression σ_c et résilience G_c), il est possible de prévoir l'amorçage puis la propagation

de la bande de glissement (aussi bien pour un unidirectionnel (Pinho *et al.*, 2006) que pour un tissé (Fleck *et al.*, 1995)). Il est à noter que la prédiction du facteur d'intensité des contraintes, connu sous forme analytique pour les matériaux isotropes, ne donne pas de bons résultats pour les plis unidirectionnels fortement orthotropes. Une alternative efficace est l'utilisation d'un modèle éléments finis (bien que certaines solutions analytiques existent).

Il apparaît qu'un dimensionnement simple à partir de la contrainte locale sous-estime fortement la capacité des plis à résister à des efforts localisés (Whitney et Nuismer, 1974; Hochard *et al.*, 2007). Ces méthodes proposées permettent donc de se placer dans un cadre plus général où l'éprouvette étudiée est soumise à de fortes variations des déformations dans le plan. Ces méthodes seront étudiées plus en détail dans le chapitre suivant.

Effets de structure hors plan. Certaines équipes mettent en lumière que les variations des déformations dans l'épaisseur d'un stratifié, lors des essais de flexion par exemple, influencent également la déformation à rupture du matériau (Drapier *et al.*, 1999b,a, 1996; Wisnom et Atkinson, 1997). Ces essais sont réalisés sur des stratifiés dans lesquels le pli à 0° est la cause de la rupture.

Partant de ces observations, un modèle à deux échelles (*macro-micro*) est mis en place pour prendre en considération ces effets de structure. Ce changement d'échelle permet un calcul plus rapide. La simulation d'une éprouvette complète avec un modèle *micro* reste en effet impossible compte-tenu du temps de calcul.

Grandidier *et al.* (2012) s'appuient sur les résultats analytiques de (Budiansky et Fleck, 1993) mais considèrent que l'instabilité qui est générée par la *kink-band* est affectée par un paramètre de structure (homogène à une épaisseur) et lié à l'empilement (ce qui a déjà été exploré dans (Grandidier, 1991)). Une méthode "ingénieur" est proposée afin de prendre en compte ce paramètre dans le dimensionnement de l'empilement.

1.1.5 Cas des tissés

Phénoménologie. La modélisation des plis tissés *via* les modèles micro-mécaniques est plus complexe que les calculs sur des plis unidirectionnels (géométrie 3D, architecture complexe du tissage, nombreux couplages, concentrations de contraintes, modes de dégradations divers, etc...). Il est donc plus difficile, avec ce type de matériau, de faire comme pour les plis unidirectionnels en proposant un modèle de dégradation élémentaire (*kink-band*, *microbuckling*).

De Carvalho *et al.* (2011) proposent de suivre la dégradation d'un pli tissé lors d'un essai de flexion 4 points et donnent une approche phénoménologique des dégradations.

Le mécanisme de *kink-band* semble toujours être la cause principale amenant la rupture.

Dans un premier temps, les dégradations s'amorcent au niveau de l'ondulation des mèches (rupture hors plan). Puis ces mèches se rompent par *kink-band* dans une zone proche (qui n'est pas clairement quantifiée).

Le rôle important de l'empilement favorise ou limite l'initiation des bandes de glissement (figure 1.7). Pour un même chargement et des empilements différents, une différence de 32% sur la contrainte à rupture peut être constatée pour des configurations extrêmes de l'empilement.

De plus, il a été montré précédemment pour les plis unidirectionnels que l'alignement et l'ondulation des fibres étaient des paramètres primordiaux. De ce fait, le tissage est un facteur clé dans la rupture des plis tissés (ce qui est complexe à prendre en considération et mérite soit une approche statistique soit une approche 3D).

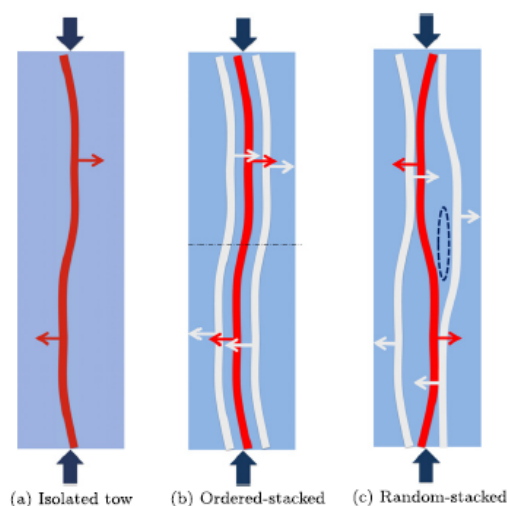


Figure 1.7 – Effet de l'empilement et de l'interaction entre les mèches (De Carvalho *et al.*, 2011)

Méthodes de prédiction de la rupture. Une méthode pour la prédiction de la rupture est présentée par Fleck *et al.* (1995) (déjà mentionnée dans la partie 1.1.4 pour les plis unidirectionnels). Cette méthode reprend les fondements de la mécanique de la rupture et ne s'intéresse pas à la description des phénomènes de dégradation à l'échelle de la fibre. Un calcul à l'échelle *macro* est utilisé en considérant la rupture locale du composite comme une fissure.

La plupart des autres méthodes, permettant de prédire le comportement jusqu'à la rupture, sont issues d'un calcul d'homogénéisation (Cox *et al.*, 1994; De Carvalho *et al.*, 2012; Naik *et al.*, 2003; Ansar *et al.*, 2011). Les modes de rupture sont ceux qui ont été observés pour les unidirectionnels et sont appliqués à un Volume Élémentaire Représentatif du tissage. On retrouve essentiellement deux écoles pour le calcul (calcul par éléments finis ou

calcul analytique où les mèches sont modélisées par des poutres). Les comparaisons à des résultats expérimentaux sont limitées, de ce fait il est difficile de conclure quand à l'efficacité de ces modèles.

1.2 Méthodes expérimentales appliquées à la compression des composites

Dans la partie précédente, une analyse de la littérature concernant les techniques d'homogénéisation appliquées au cas de la compression des composites sens fibre a été effectuée. Très généralement, il est admis que c'est une rupture par instabilité à l'échelle *micro* qui est la cause de la rupture du pli. L'élancement de la micro-structure étant responsable de cette instabilité dès que le pli est en compression sens fibre.

Malgré les avancées majeures réalisées dans la simulation et dans les méthodes d'homogénéisation, la prédiction "exacte" de la déformation à rupture en compression reste problématique. La première partie de la bibliographie a bel et bien permis de déterminer l'influence de la géométrie et des propriétés de la micro-structure sur le comportement macroscopique, mais la comparaison à l'expérimental reste nécessaire et indispensable. Cependant une mauvaise expérimentation pourrait engendrer une mauvaise compréhension des phénomènes physiques mis en jeu lors de la rupture. Si le protocole expérimental met en jeu des phénomènes parasites (flambage *macro*, effets de bord, etc...), ces derniers seront donc responsables de la rupture. Une vision de la rupture à l'échelle du matériau devient donc impossible. Finalement, la problématique de la mesure peut se décomposer en deux grandes étapes.

Dans un premier temps, la mesure permet d'identifier le comportement en compression. C'est-à-dire qu'elle permet d'identifier la relation entre la déformation et la contrainte. Cela sous-entend donc d'être capable de déterminer ces deux valeurs. Concernant la déformation, l'identification est relativement aisée puisqu'elle est directement mesurable (par mesure de champ ou par jauge de déformation). Concernant la mesure de la contrainte, cela suppose de faire une hypothèse sur la répartition des contraintes au sein de l'éprouvette. Selon les cas, un calcul inverse plus ou moins complexe est donc nécessaire. Dans cette thèse, nous chercherons au maximum à garder ce calcul inverse trivial.

Dans un second temps, cette approche expérimentale doit également permettre de déterminer la résistance du matériau. Cela implique deux difficultés. La première est qu'il est nécessaire de pouvoir déterminer avec précision l'instant où la rupture intervient. La seconde est liée à l'identification de la cause de la rupture. L'objectif de cette thèse est de

s'intéresser à la rupture du matériau. Il faut donc que la rupture ne soit fonction que du matériau et non pas de la géométrie de l'éprouvette ou encore du montage expérimental.

Il est bien connu que, dans le cas de la compression, la résolution de ces difficultés expérimentales n'est pas triviale. Dans cet article ([Eyer et al., 2015a](#)), trois conditions principales qui seront utilisées dans la suite ont été définies afin de valider une procédure expérimentale :

- C_1 - **La rupture doit apparaître dans la zone utile de l'éprouvette.** L'introduction du chargement génère irrémédiablement des concentrations de contraintes très localisées aux niveaux des conditions aux limites. Cela provoque bien souvent une rupture précoce de l'échantillon, ce qui rend le post-traitement de ce type d'essai quasi impossible. Afin de résoudre ce problème, la technique habituelle est de renforcer l'échantillon au niveau des conditions aux limites pour que la rupture intervienne dans une zone préalablement définie. Malencontreusement, ces renforts peuvent eux-mêmes créer des effets de structure difficilement quantifiables.
- C_2 - **La déformation et la contrainte doivent être mesurables dans la zone utile.** Le terme *mesurable* signifie ici que les outils à disposition doivent permettre une mesure fiable. Cette notion de *mesurable* est donc fonction de la technologie utilisée. Dans le cas d'un essai de compression homogène, la condition C_2 est plus stricte puisque le but de l'essai est d'avoir un champ de déformations mesurable et constant dans la zone utile de l'échantillon.
- C_3 - **Les ruptures initiées par du flambage *macro* doivent être évitées.** Lorsque l'éprouvette est soumise à un chargement de compression, il y a un risque de flambage. Dans ce cas-là, la rupture est intimement liée à la géométrie de l'échantillon. La solution post-flambée provoque en effet des contraintes et des déformations très importantes qui vont précipiter la ruine de l'échantillon. Compte-tenu de l'élancement et de la rigidité de l'éprouvette ainsi que de la fragilité du matériau, il sera montré que le flambage est très instable. Il est donc très difficile de différencier une rupture causée par l'apparition d'une instabilité, d'une rupture causée par le matériau.

Une part importante de ce manuscrit de thèse concerne l'influence de l'endommagement sur la résistance en compression sens fibre. Il apparaît notamment d'après [Rosen \(1964\)](#) que l'endommagement de la matrice joue un rôle essentiel dans la ruine du pli. L'apport de [Budiasky et Fleck \(1993\)](#) montre que c'est l'alignement des fibres qui joue également un rôle important. Afin de proposer une modélisation complète, le montage expérimental envisagé doit donc pouvoir apporter des informations concernant ces deux aspects (endommagement de la matrice et alignement des fibres).

On propose ici de dresser une analyse de l'existant concernant les méthodes expérimentales, en vue de la caractérisation du comportement en compression sens fibre pour les composites. Cette analyse permettra, par la suite, de déboucher sur des méthodes expérimentales fiables. Elle permettra également d'identifier pourquoi certains essais respectent

difficilement les critères énoncés précédemment et quelles améliorations peuvent être proposées.

1.2.1 Montages basés sur une sollicitation de compression pure

1.2.1.1 Principaux montages issus de la norme

Les principaux montages prévus par la norme (ASTM D 3410/A et EN ISO 14126) sont résumés par [Adams \(2005\)](#) et illustrés sur la figure 1.8. Ces essais prévoient l'utilisation d'une éprouvette de faible longueur. Cette éprouvette est sollicitée en compression pure. Plusieurs types de montages sont proposés afin de palier aux problèmes de flambage ainsi qu'aux problèmes de concentrations de contraintes dans les mors.

Essai Celanese. Ce montage, développé dans les années 1970, est classiquement proposé par la norme, présenté sur la figure 1.8a. Il a été utilisé dans de nombreuses publications ([Lee et Soutis, 2007](#); [Montagnier, 2005](#); [Nafidi, 2010](#); [Jumahat et al., 2010](#); [Shokrieh et Omid, 2009](#)).

Le montage est composé de mors auto-serrant aux extrémités de l'éprouvette. De plus un guidage par pions permet de garantir une application de l'effort dans l'axe de l'échantillon. La géométrie de l'éprouvette et le montage associé sont particulièrement simples ce qui explique son utilisation fréquente. De plus, le calcul de la contrainte reste trivial ($\sigma = F/S$), ce qui rend ce montage attractif. Cette géométrie fournit cependant des résultats avec une variabilité assez importante ([Montagnier, 2005](#)) : cela semble être essentiellement dû à la singularité très forte créée au niveau des mors. D'une part, la géométrie même de l'éprouvette présente une variation forte d'épaisseur, ce qui sera la cause d'une concentration de contrainte importante. D'autre part, c'est la méthode d'introduction de l'effort qui est problématique. Le fait d'utiliser des mors auto-serrant bloque le coefficient de Poisson, ce qui génère des concentrations de contraintes importantes. Ces deux défauts étant situés au même endroit, i.e. à l'extrémité de l'éprouvette, la rupture sera bien souvent localisée au niveau de l'encastrement. C'est donc bien l'incapacité à respecter la condition C_1 qui nous interdit l'utilisation de ce type d'essai.

Malgré ces défauts, l'utilisation de ce type d'éprouvette reste très fréquente notamment pour des études qualitatives. On notera, par exemple, les études de [Nafidi \(2010\)](#) et [Jumahat et al. \(2010\)](#) qui utilisent cet essai pour l'observation des dégradations par fractographie et Microscopie Électronique à Balayage (MÉB).

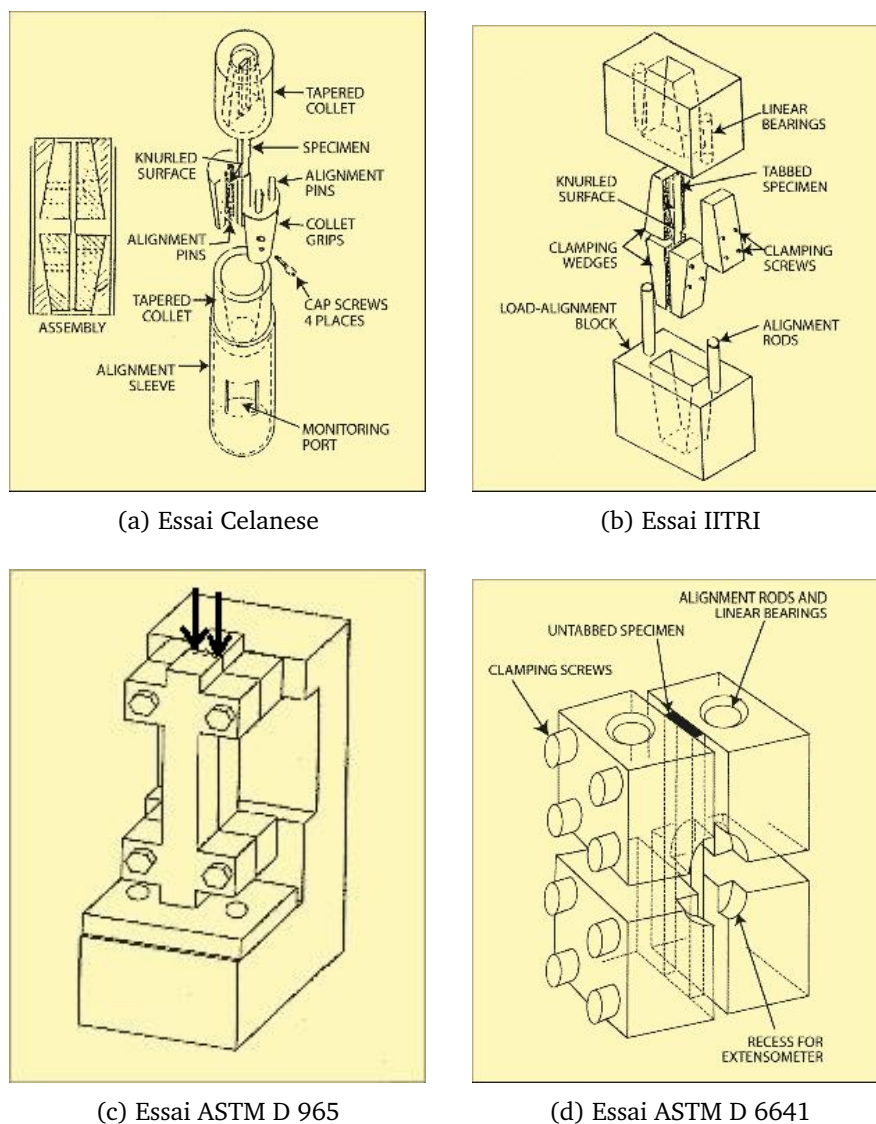


Figure 1.8 – Essais classiquement utilisés dans les normes ISO et ASTM (Adams, 2005)

Autres essais de la norme. Les autres essais proposés dans la norme tentent de palier aux problèmes rencontrés par l'essai Celanese. L'essai IITRI (figure 1.8b) est très proche de l'essai Celanese avec un guidage de meilleure qualité. Cela nécessite un montage dix fois plus lourd, mais le principal défaut de l'essai Celanese, i.e. une rupture localisée proche des mors de l'éprouvette, n'est pas résolu (Adams, 2005).

L'essai ASTM D965 (figure 1.8c) propose une approche différente. Il s'agit ici de créer un assemblage composé de pièces massives en acier et de l'éprouvette composite (équipée de talons). Cet assemblage massif ne présente donc pas de risque de flambage. L'introduction de l'effort se fait en appuyant sur les extrémités de l'éprouvette composite. Malgré ces améliorations, tout comme pour l'essai Celanese, la rupture est très souvent localisée proche des talons. Cela rend à nouveau cet essai inapte à respecter la condition C_1 (relative à la nécessité de rompre l'éprouvette dans la zone utile). Dans cet essai, le calcul de la contrainte n'est

plus direct. D'une part la présence d'un assemblage nécessite de connaître le comportement des pièces massives en acier, et d'autre part, le contact entre les pièces en acier et l'éprouvette en composite doit nécessairement être modélisé. Cet essai ne respecte donc pas non plus la condition C_2 , puisqu'il est très complexe de connaître la contrainte dans l'échantillon.

L'essai ASTM D6641 (figure 1.8d) est très proche de l'essai D965. L'éprouvette à talons est ici modifiée par une plaque à section constante. Le guidage entre les parties haute et basse est réalisé par des glissières à billes. Ici aussi, la rupture se produit préférentiellement proche des fixations à cause du blocage rigide de l'éprouvette. De plus un effort parasite, difficilement quantifiable, transite dans les glissières à billes. La détermination du champ de contraintes dans l'éprouvette est donc complexe.

Il apparaît donc que les essais de compression pure proposés par la norme ne permettent pas d'accéder à la limite à rupture du matériau. En effet, la condition C_1 n'est que très peu respectée. Afin de palier à ces défauts, de nombreuses publications proposent des améliorations du montage.

Modification de l'éprouvette Celanese 1/3. Lee et Soutis (2007) et Drapier *et al.* (1999a) proposent d'appliquer l'effort sur une éprouvette qui possède de grands rayons de raccordement (figure 1.9). Ce montage permet de limiter les concentrations de contraintes générées par le changement brutal de section. Les éprouvettes ne sont plus composées uniquement de plis orientés à 0° mais un stratifié complet est défini. Le comportement du pli à 0° est déduit par calcul inverse.

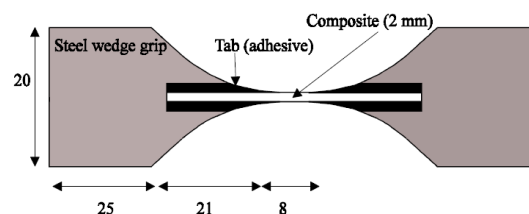


Figure 1.9 – Schématisation de l'éprouvette de Lee et Soutis (2007)

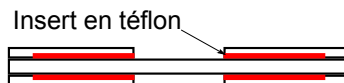
Avec cette nouvelle géométrie, la rupture a bien lieu dans la zone utile ce qui rend les résultats plus crédibles (la condition C_1 est vérifiée). Lee et Soutis (2007) analysent l'influence de la géométrie de l'éprouvette (épaisseur, largeur et longueur) et de l'empilement. Ces paramètres jouent un rôle non-négligeable. Il est à noter ici que la problématique de l'instabilité de la structure (flambage *macro*) n'est pas abordée. Cela laisse donc une inconnue en ce qui concerne la condition C_3 relative au flambage de l'éprouvette.

Nous dresserons dans la suite de cette étude bibliographique un tableau permettant de synthétiser les résultats (ainsi que la méthode de post-traitement des mesures utilisée). Cela permettra, pour chaque publication, de comparer les résultats obtenus.

Matériau	IM7/8552	IM7/8552	T800/924C
Empilement	$[45; 90; -45; 0]_{nS}$	$[45; 90; -45; 0]_{nS}$	$[45_n; 90_n; -45_n; 0_n]_S$
Type de rupture	Micro-flambage des fibres et <i>splitting</i> de la matrice		
Passage force → contrainte	Calcul EF qui permet de prendre en compte les effets de bord (et donc d'ajuster l'épaisseur pour les limiter)		
ε_{min}	Déformation à rupture allant de 0.6 % à 1.3 % en fonction des géométries et des empilements		

Tableau 1.1 – Récapitulatif : essai Celanese modifié 1/3

Modification de l'éprouvette Celanese 2/3. Un autre type d'éprouvette (proposé par [Shokrieh et Omidi \(2009\)](#) et schématisé sur la figure 1.10) permet aussi de limiter les concentrations de contraintes. Ici la singularité liée à la réduction brutale de section est supprimée par l'insertion d'un film en téflon qui maintient la zone utile de l'éprouvette. Le montage utilisé est proche de l'essai D6641. L'article s'intéresse à l'étude du comportement dynamique et étudie l'influence de la vitesse de chargement sur le comportement. Le matériau étudié est un unidirectionnel en fibres de verre. Les résultats pour de faibles vitesses de chargement sont donc proches de nos préoccupations. Ici les valeurs des déformations à rupture ne sont pas retenues puisque l'article travail sur des éprouvettes en verre. Les résultats obtenus ne sont donc pas directement comparables.

Figure 1.10 – Éprouvette définie dans ([Shokrieh et Omidi, 2009](#))

Modification de l'éprouvette Celanese 3/3. [Fleck et al. \(1995\)](#) proposent ici de limiter les risques d'instabilité par un dispositif anti-flambage. Ce montage consiste à maintenir l'éprouvette par des supports latéraux directement fixés sur l'éprouvette afin que celle-ci reste parallèle au chargement appliqué (figure 1.11).

Dans l'étude proposée par [Fleck et al. \(1995\)](#), la mesure porte sur le taux de restitution d'énergie. Le K_c est calculé analytiquement en fonction de la géométrie du trou et de la contrainte pour une plaque non-trouée σ^∞ . La question du mode de rupture n'est pas vraiment abordée, bien que la rupture par bandes de glissement (*kink-band*) soit pré-supposée.

[Gibson et al. \(2010\)](#) utilisent le même type d'essai mais l'étude consiste ici à étudier l'effet de la température sur le comportement du composite. Pour ce faire l'éprouvette est chauffée soit par un système électrique soit par un brûleur. L'étude est très qualitative. Néanmoins les résultats sont intéressants. Plus le composite est chauffé (ce qui correspond à un endommagement de la matrice), plus sa contrainte à rupture est faible et plus sa rupture devient

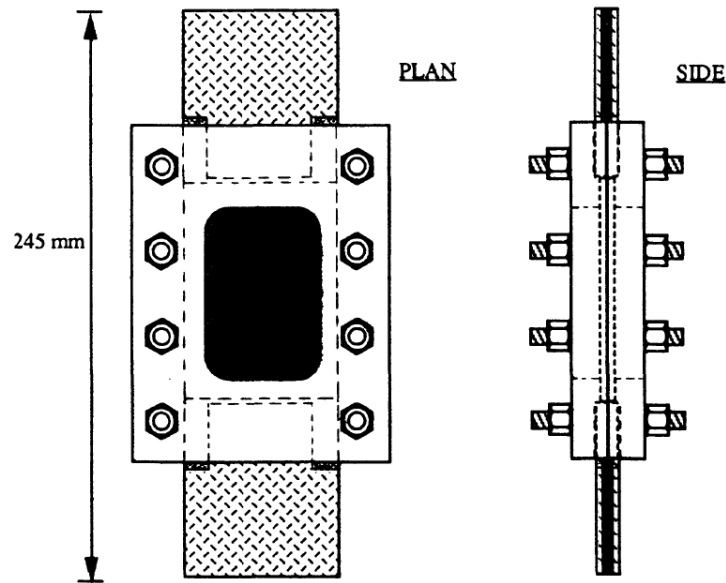


Figure 1.11 – Montage anti-flambage proposé par [Fleck et al. \(1995\)](#)

progressive. La contrainte à rupture est divisée par deux lorsque la température passe de 18° à 100° . À 160° , ce qui correspond à la température de transition vitreuse, la contrainte à rupture est nulle (ce qui est la conséquence d'une matrice complètement détériorée).

Ces essais vérifient *a priori* les conditions C_1 et C_3 . Cependant la vérification de la condition C_2 est plus problématique. La mise en place d'un dispositif anti-flambage peut rapidement affecter la répartition des contraintes dans l'éprouvette. Si le dispositif n'exerce pas d'effort suffisant dans la direction latérale, il est inefficace (C_3 n'est plus vérifiée). Mais si l'effort exercé est trop grand, le champ de contraintes est modifié par l'ajout de ce dispositif. La condition C_2 n'est donc plus vérifiée puisque le calcul inverse pour accéder au champ de contraintes est trop complexe. Ce type d'expérimentation est donc délicat à utiliser et nécessite beaucoup de précautions.

Publication	Gibson <i>et al.</i> (2010)	Fleck <i>et al.</i> (1995)			
Matériau	Twintex PP	T800 UD	AS4/PEEK UD	T800 tissé 2D	tissé 3D
Empilement	[(0 ; 90) ₃] _s	[(0 ; 90) ₃] _s	[(0 ; 90) ₃] _s	[(± 45 ; 90 ₂) ₃] _s	[(± 45 ; 90 ₂) ₃] _s
Type de rupture	<i>kink-band</i>	<i>kink-band</i>			
Passage force → contrainte	Néant	Outils de mécanique de la rupture			
ε_{min}	1.5% à 18° et 0.75% à 130°	Résultats en terme de contrainte et d'énergie			

Tableau 1.2 – Récapitulatif : essai Celanese modifié 3/3

1.2.1.2 Plaque avec concentrations de contraintes

Plusieurs auteurs proposent d'utiliser une plaque avec concentrations de contraintes pour étudier la compression. Le but de ces études est essentiellement d'étudier la forma-

tion des *kink-band* et leurs propagations. Il y a deux types de travaux :

- soit portés sur l’observation (Gutkin *et al.*, 2010; De Carvalho *et al.*, 2011),
- soit portés sur une étude énergétique (énergie nécessaire pour amorcer et propager la fissure) (Pinho *et al.*, 2006; Fleck *et al.*, 1995; Laffan *et al.*, 2012a).

Concernant l’étude énergétique réalisée par Pinho *et al.* (2006), une énergie libre est déterminée pour l’amorçage et la propagation en traction. Dans le cas de la compression seule une énergie d’amorçage est déterminée. Les montages de cette étude (figure 1.12 et 1.13), initialement prévus pour l’identification des paramètres de mécanique de la rupture, sont repris par Gutkin *et al.* (2010). Cette seconde étude se concentre sur l’observation des mécanismes de rupture mis en jeu à l’échelle *micro*.

Ces essais vérifient toujours la condition C_1 compte-tenu de la géométrie de l’éprouvette. Le critère C_3 , qui correspond au flambage de l’éprouvette, est supposé vérifié puisque les contraintes de compression restent très locales. Le critère C_2 est plus difficile à valider. Cependant, si le but recherché est de quantifier les paramètres énergétiques de la rupture, une analyse *macro* est suffisante. Cela permet donc de s’affranchir de la connaissance locale des contraintes et des déformations.

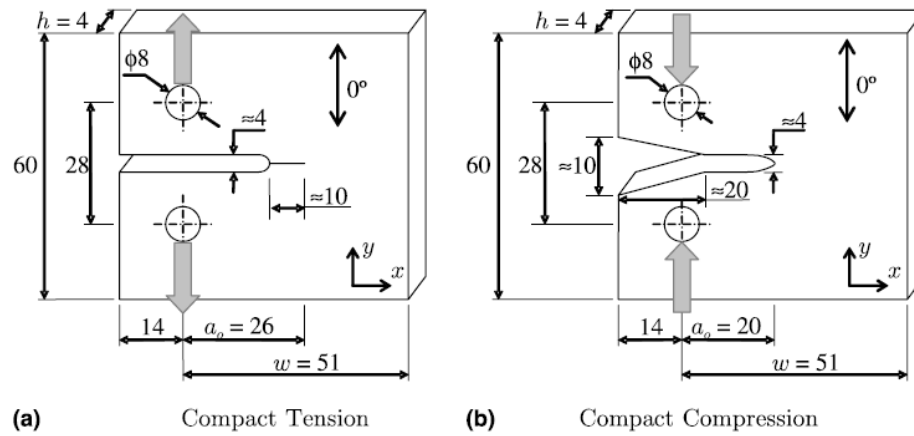


Figure 1.12 – Géométrie des échantillons utilisés par [Pinho et al. \(2006\)](#) (en mm) pour : (a) les essais de traction et (b) les essais de compression

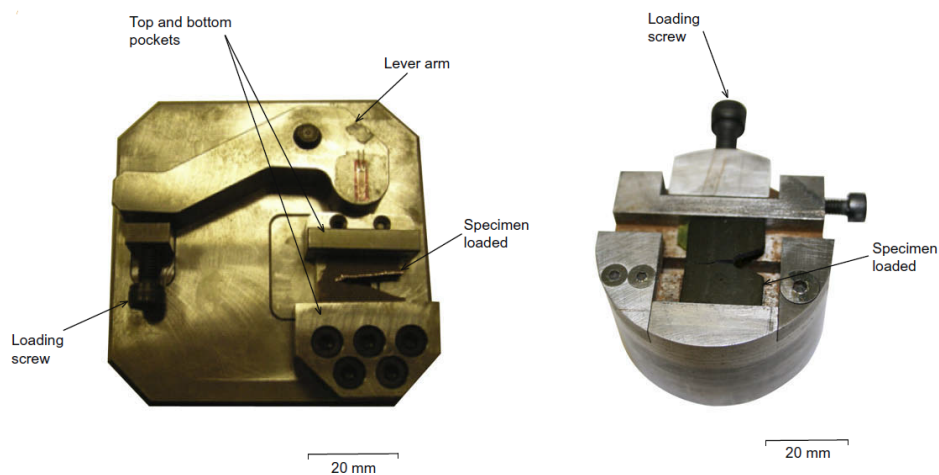


Figure 1.13 – Dispositifs pour l'observation par MEB ([Gutkin et al., 2010](#))

Publication	Pinho <i>et al.</i> (2006)	Gurkin <i>et al.</i> (2010)		De Carvalho <i>et al.</i> (2011)	
Matériau	T300/époxy	T800/époxy	T800/époxy	T300/époxy tissé AS4/époxy tissé	
Empilement	[(0 ; 90)] _{8s}	[0] ₄₀	[90 ₂ ; 0 ; (90 ; 0) ₅] _s	[0 ; 45 ₇] _s	[0 ; 45 ₇] _s
Type de rupture	<i>kink-band</i> et délaminage	<i>kink-band</i>		Rupture de la matrice au niveau de l'ondulation puis <i>kink-band</i>	
Passage force → contrainte	Calcul EF	Néant		Néant	
ε_{min}	Résultats en terme d'énergie				

Tableau 1.3 – Récapitulatif : plaque avec concentrations de contraintes

1.2.2 Montages basés sur une sollicitation de flexion

Il a été montré, dans les paragraphes précédents, que le défaut majeur des essais de compression pure résidait dans la présence d'effets de structure (flambage et concentrations de contraintes dans les mors). Afin de palier à ce problème, certaines études proposent des essais de flexion qui ne présentent pas d'instabilité.

1.2.2.1 Flexion 3 points

Un des montages les plus simples pour expérimenter une éprouvette en flexion est la flexion 3 points (figure 1.14). Dans ce cas, le moment fléchissant maximal est situé au centre de l'éprouvette. Pour une éprouvette à section constante, la rupture apparaît donc préférentiellement dans la section centrale. Cela permet donc de s'assurer que la condition C_1 est validée.

Dans l'étude de [Carbajal et Mujika \(2009\)](#), l'éprouvette est choisie avec une section variable, ce qui permet de localiser la rupture dans la zone utile de l'éprouvette. La contrainte peut donc être calculée à partir de la force appliquée associée à un modèle poutre avec concentrations de contraintes (les contraintes étant liées à la réduction de section).

Le but de cette publication est de montrer qu'en choisissant bien les dimensions de l'éprouvette, les résultats d'essai de compression pure peuvent être retrouvés. Cet objectif est surprenant puisque les résultats de flexion font apparaître des effets de gradient qui ne sont pas présents en compression. Ces effets de gradient seront détaillés dans la suite du manuscrit.

L'article proposé par [Grandidier et al. \(2012\)](#) est plutôt orienté critère pour l'ingénieur. Dans ce cas, la problématique est de trouver un critère pour dimensionner l'empilement complet avec un paramètre de structure (homogène à une épaisseur). Ce critère permet donc de prendre en compte la position du pli à 0° dans l'empilement ainsi que le type de sollicitation (compression pure ou flexion). Les résultats montrent en effet que l'effet de l'empilement est très marqué. Les déformations à rupture sont comprises entre 0.9% et 2.5% selon le type d'empilement et le mode de sollicitation !

Un des défauts récurrent de ce type d'essai de flexion trois points est lié à l'introduction de l'effort. La zone où la déformation est minimale en compression est située au niveau de l'introduction de l'effort au centre de l'éprouvette. Le dispositif nécessaire au chargement génère donc une concentration de contraintes qui reste difficile à prendre en compte ([Allix et al., 1984](#)). Cela rend la validation de la condition C_2 relativement complexe puisque le calcul inverse, avec un effort localisé, est difficile.

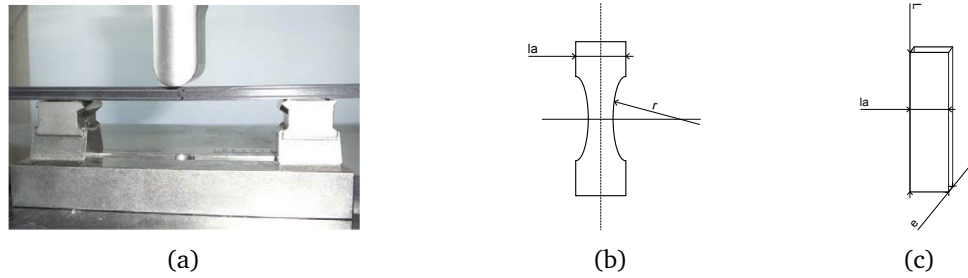


Figure 1.14 – (a) Montage de [Grandidier et al. \(2012\)](#) (b) Éprouvette de [Carbajal et Mujika \(2009\)](#) (c) Éprouvette de [Grandidier et al. \(2012\)](#)

Publication	Grandidier et al. (2012)	Carbajal et Mujika (2009)
Matériau	M46J ^{α} /K637-12 ^{β} /époxy	T6T/époxy
Empilement	$[0^\beta \ 0_2^\alpha; \pm\theta^\alpha; 0_6^\alpha \ 0^\beta]_s$	$[0]_n$
Type de rupture	Rupture par <i>kink-band</i> supposée	
ε_{min}	De 0.9% à 2.5%	

Tableau 1.4 – Récapitulatif : essais de flexion 3 points

1.2.2.2 Flexion 4 points

Le montage de flexion quatre points permet de créer un moment fléchissant constant entre les deux points d'appuis centraux. Sous l'hypothèse des petites perturbations, cette partie de l'éprouvette est donc en flexion pure. Le chargement dans cette zone est donc parfaitement connu, même si la section est variable. En revanche, si l'éprouvette est trop fine, les déplacements seront grands et des efforts parasites vont apparaître.

Ce montage a principalement été utilisé par deux équipes : celle du *LMT Cachan* ([Ladeveze et al., 1989](#); [Allix et al., 1984](#)), et celle de l'*Imperial College London* ([De Carvalho et al., 2011](#)).

Dans [Ladeveze et al. \(1989\)](#) et [Allix et al. \(1984\)](#), l'accent est porté sur les règles à respecter pour que l'essai soit valide. Plusieurs règles sont ainsi énoncées :

- Les déformations doivent être homogènes (au moins dans la partie utile). Plusieurs jauges sont placées sur l'éprouvette. Celles-ci sont plus ou moins éloignées et permettent de connaître la variation des déformations dans l'éprouvette. Cette première règle est en lien direct avec le critère C_2 .
- L'utilisation de la flexion induit nécessairement une zone en traction et une en compression. Pour obtenir le comportement en compression, un calcul inverse est nécessaire. Cela nécessite donc une bonne connaissance du comportement dans la partie traction. Il est donc proposé de réaliser, au préalable, un essai de traction pure (plus

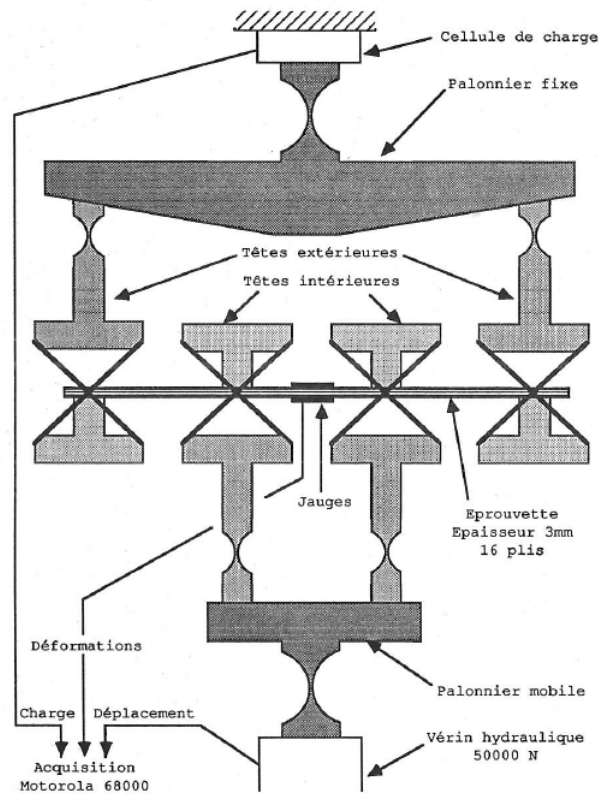


Figure 1.15 – Montage de flexion 4 points (Allix *et al.*, 1984)

simple à mettre en œuvre qu'un essai de compression) afin d'identifier le comportement faiblement non-linéaire en traction.

- Pour effectuer le passage de la force vers la contrainte, il faut que tous les efforts appliqués à l'éprouvette soient connus. Il ne faut donc aucun effort tangentiel, moment ou translation parasites. La figure 1.15 montre comment l'utilisation d'étranglements permet de réaliser cette fonction.

L'étude de De Carvalho *et al.* (2011) est plutôt portée sur l'observation afin de définir les modes de rupture dans les plis tissés en considérant plusieurs types de tissage.

Publication	Ladeveze et al. (1989); Allix et al. (1984)						De Carvalho et al. (2011)	
Matériau	T300/époxy			IM6/époxy			T300/époxy tissé	AS4/époxy tissé
Empilement	[0] ₂₄	[0 ; 90] _{6s}	[0 ₆ ; 90 ₆] _s	[0] ₂₄	[0 ; 90] _{6s}	[0 ₆ ; 90 ₆] _s	[0 ; 45 ₇] _s	[0 ; 45 ₇] _s
Type de rupture	Le type de rupture dépend de l'empilement mais des ruptures de fibres et du délaminage sont observés						La rupture s'amorce par une dégradation de la matrice au niveau de l'ondulation de la fibre puis se développe sous forme de <i>kink-band</i>	
ε_{min}	La déformation à rupture est fonction de l'empilement. Elle va de 1.02% à 1.33%							

Tableau 1.5 – Récapitulatif : essais de flexion 4 points

1.2.2.3 Flexion pure

L'idée de l'essai de flexion pure est de reprendre l'essai de flexion 4 points mais en s'affranchissant des deux problèmes essentiels qui lui sont associés, à savoir :

- La mise en relation de l'effort appliqué avec la contrainte : l'effort dépend en effet du déplacement de l'éprouvette au cours de l'essai. L'hypothèse des petits déplacements n'est plus vérifiée et le calcul inverse est donc relativement complexe.
- Les effets de bord créés par les points d'appuis.

Un montage simple est proposé par [Montagnier \(2005\)](#). Il permet d'atteindre de grandes déformations à rupture. Ce montage prototype (voir annexe B) a ensuite été amélioré par [Bois et al. \(2007\)](#). Une comparaison entre ce type d'essai et un essai de compression pure a été proposée par [Eyer et al. \(2013\)](#).

La difficulté de ce type d'essai réside dans la capacité à vérifier la condition C_2 . Bien que les conditions aux limites soient bien connues, le calcul inverse nécessite beaucoup d'hypothèses et une bonne connaissance du comportement en traction.

Matériau	K63712/époxy	M55J/époxy
Empilement	$[0]_{10}$	$[0]_{20}$
Passage force \rightarrow contrainte	Choix d'un champ de déformation linéaire en fonction de l'épaisseur puis postulat sur la forme de la loi de comportement	
ε_{min}	Dépend du matériau utilisé mais peut atteindre 1.8%	

Tableau 1.6 – Récapitulatif : essais de flexion pure

1.2.2.4 Essai de flexion-compression

[Wisnom et Atkinson \(1997\)](#) proposent un essai de flexion-compression. Ce montage permet ainsi de jouer sur le taux de flexion par rapport au taux de compression, ce qui permet donc de prendre en compte différents gradients de déformation dans l'épaisseur. L'essai s'appuie sur une plaque en liaison rotule-rotule à ses deux extrémités et peut se décomposer en deux étapes (figure 1.16). Dans un premier temps, les rotules sont libres et la plaque est sollicitée en compression pure. Un flambage *macro* va donc intervenir. À partir de cet instant, les rotules sont bloquées pour un angle donné. La sollicitation de compression est augmentée jusqu'à rupture de l'éprouvette.

La connaissance de l'état de contraintes dans ce montage semble difficile, par consé-

quent, l'auteur se limite à l'analyse de la déformation à rupture. Cette difficulté ne permet donc pas de vérifier la condition C_2 . Bien que très intéressant pour l'analyse des effets de gradients, cet essai ne nous permettra pas d'identifier directement le comportement en compression sens fibre.

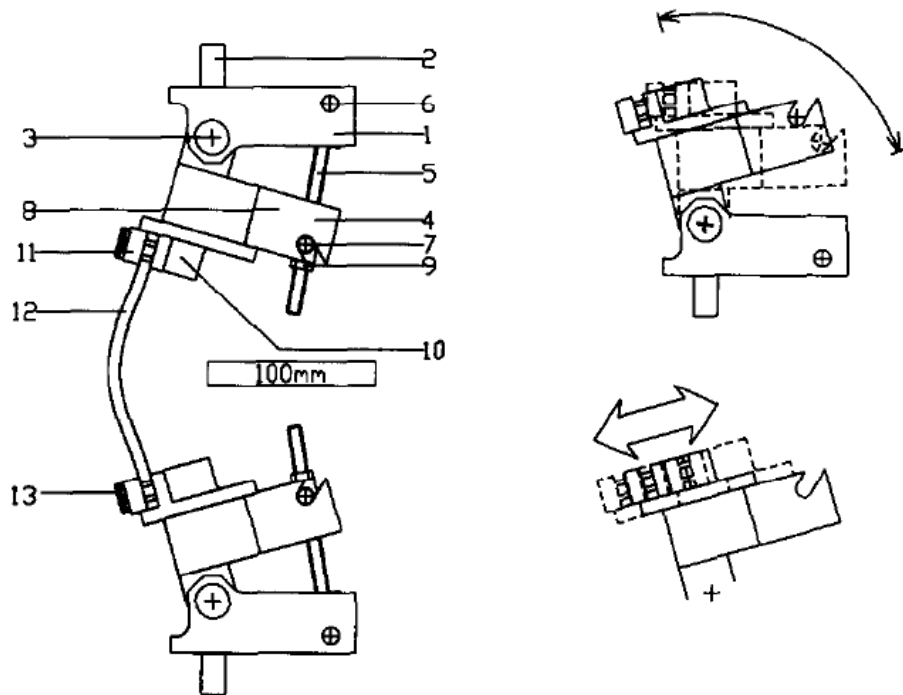


Figure 1.16 – Dispositif de flambage rotulé de Wisnom et Atkinson (1997)

Matériau	T800/époxy
Empilement	$[0]_{16}$
Type de rupture	L'éprouvette se brise toujours en deux parties. La rupture a bien lieu dans la zone centrale. La surface de rupture est inclinée à 75° (sens hors plan). Une dégradation par <i>splitting</i> est observée le long des fibres. Une rupture des fibres proche de la tension de surface est visible.
ε_{min}	Dépend du ratio compression/flexion mais est compris entre 1.5% et 1.9%

Tableau 1.7 – Récapitulatif : essais de flexion-compression

Deux longueurs d'éprouvettes sont étudiées (40mm et 20mm). Le montage cherche à éviter les problèmes d'alignement dans la direction transverse mais pour les éprouvettes de 20mm, ce défaut semble inévitable puisque l'auteur n'observe plus de symétrie dans les

déformations de part et d'autre de l'éprouvette. Les résultats sont donc analysés sur les éprouvettes de 40mm.

Il semble que plus le gradient de contrainte (dans l'épaisseur) est important plus la déformation à rupture est importante.

Il faut cependant vérifier que cela ne soit pas dû à d'autres effets (épaisseur, effet de taille, cisaillement). Concernant l'effet de taille, une théorie de Weibull est utilisée et montre que le résultat ne varie pas énormément en fonction de la taille de l'éprouvette alors que le gradient est modifié. L'effet du cisaillement est aussi étudié : il est plus marqué dans les plaques de 20mm que dans celles de 40mm. Le cisaillement pourrait aider à amorcer la rupture en compression mais au centre de l'éprouvette (là où se localise la rupture) le cisaillement est nul par symétrie. L'effet du gradient semble donc être prépondérant.

[Drapier *et al.* \(1999a\)](#) utilisent le même type d'essai mais jouent aussi sur le choix de l'empilement en travaillant sur des stratifiés. Il semble que certains choix d'empilement permettent de générer une déformation à rupture plus importante, notamment lorsque le pli à 0° est à l'intérieur de l'empilement. Cela semble s'expliquer par le fait que les plis adjacents au pli en compression semblent jouer un rôle de stabilisateur. Cela tend donc à retarder la rupture.

1.2.3 Montages divers

1.2.3.1 Anneau sous pression

[Kyriakides *et al.* \(1995\)](#) proposent de comprimer radialement une éprouvette cylindrique par l'intermédiaire d'un anneau en polymère (figure 1.17). La compression concentrique entraîne un état de contraintes principalement de compression circonférentielle quasiment sans gradient.

Contrairement à la plupart des essais, celui-ci est relativement stable. Il permet ainsi d'arrêter la propagation des bandes de glissement après rupture pour continuer l'essai. La courbe contrainte-déformation présente donc un palier en dents de scie qui correspond à la propagation puis à l'arrêt des bandes de glissement (il est possible d'observer jusqu'à 14 bandes de glissement sur un même échantillon).

L'impact de la pression interne (essai confiné avec un matériau au centre détaillé dans la publication) est étudié. Elle n'influe pas significativement sur la contrainte à rupture, cependant la rotation des bandes de glissement est limitée par cette pression interne.

L'allongement à rupture reste très faible et la variabilité assez importante, ce qui ne rend pas ces résultats *a priori* très intéressants.

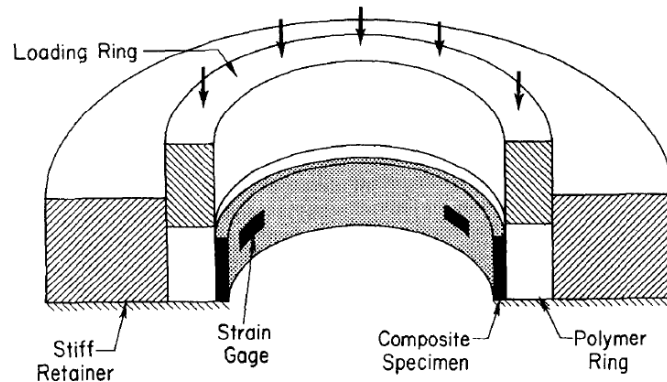


Figure 1.17 – Schéma de l'expérience de [Kyriakides et al. \(1995\)](#)

Matériau	AS4/PEEK
Empilement	[0]
Type de rupture	Rupture par <i>kink-band</i>
Passage force → contrainte	Calcul analytique.
ε_{min}	De 0.84% à 1.1%

Tableau 1.8 – Récapitulatif : essai avec anneau sous pression

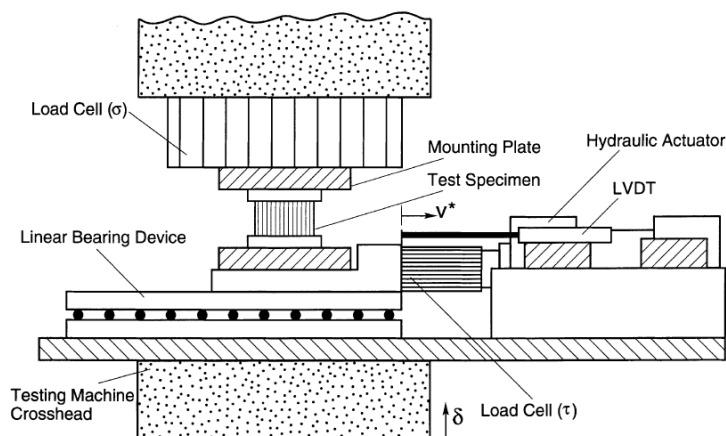
1.2.3.2 Couplage compression-cisaillement

[Vogler et Kyriakides \(2001\)](#) proposent un montage de compression-cisaillement (figure 1.18). L'étude porte sur l'observation de l'initiation et la propagation des bandes de glissement. Le montage permet de stabiliser la structure vis-à-vis de ce phénomène instable.

L'expérience consiste donc à utiliser différents chemin de chargement compression-cisaillement (σ - τ) et d'observer le comportement. Cette étude reste essentiellement qualitative mais elle montre bien le processus d'apparition des *kink-band*.

1.2.3.3 Essai de structure

[Chishti et al. \(2012\)](#) proposent un montage assez original qui permet d'obtenir des zones en compression à partir d'un essai de traction. Le montage est présenté sur la figure 1.19. Il est plutôt appliqué au dimensionnement des structures ayant pour but d'accueillir des roulements mais pourrait se prêter à la caractérisation du comportement des composites en compression. Cet essai consiste à solliciter un assemblage boulonné en traction et à analyser

Figure 1.18 – Montage de [Vogler et Kyriakides \(2001\)](#)

la rupture du composite qui est en compression proche du trou.

Matériau	Empilement
{ carbone AS4 + époxy } tissé	[0]

Tableau 1.9 – Récapitulatif : essai de structure avec assemblage boulonné

La zone de rupture en compression est très localisée au niveau du contact entre le trou et l'axe. Cela ne permet donc pas de vérifier la condition C_2 puisqu'un calcul complexe est nécessaire afin de connaître l'état de contraintes proche du trou. La rupture semble faire intervenir plusieurs modes de dégradation : délaminage, rupture de la matrice et micro-flambage des fibres. C'est pourquoi une analyse par énergie libre est préférée.

Une des grandes difficultés de ce montage semble être la mesure de la déformation qui est très localisée. L'article ne propose qu'une mesure globale de la déformation (et non une mesure de la déformation proche de la zone de contact). Le post-traitement est donc très problématique et ne semble pas vraiment résolu dans cet article.

1.2.4 Comparaison des essais et discussion

La comparaison des différents résultats n'est pas évidente car les différents auteurs utilisent différents types de matériaux (UD et tissés) et différents procédés de fabrication. Cependant, on peut remarquer une variabilité importante en terme de déformation à rupture qui peut s'expliquer par :

- La géométrie des éprouvettes,
- Le montage (i.e. le type de chargement et le type de conditions aux limites),
- Le choix de l'empilement (unidirectionnel pur ou stratifié contenant du 0°).

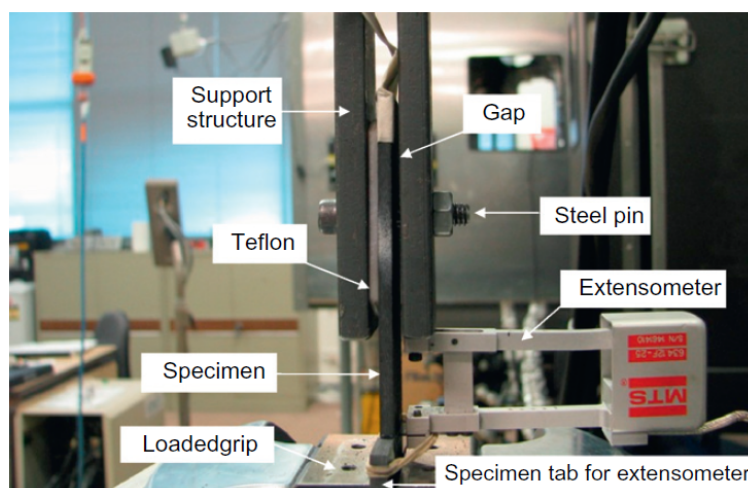


Figure 1.19 – Montage de [Chishti et al. \(2012\)](#)

De manière plus globale, il apparaît que certains points se retrouvent sur les différentes publications. Ils sont repris ici.

Comparaison des essais. L'utilisation d'une éprouvette à talons, en compression pure, ne semble pas adaptée. [Lee et Soutis \(2007\)](#); [Montagnier \(2005\)](#) montrent en effet que ce type de montage mène à une rupture précoce de l'échantillon au niveau des mors. Il semble que ce soit d'une part la concentration de contraintes générée par la variation brusque de la section, mais aussi le blocage du gonflement de l'échantillon dû au coefficient de poisson qui précipite la ruine de l'échantillon. Enfin, le fait d'introduire l'effort par friction sur les talons de l'éprouvette ([Adams, 2005](#)) cause régulièrement des problèmes de délaminage dans cette zone. Finalement, cet essai n'est pas adapté car il ne vérifie pas la condition C_1 , i.e. que la rupture a lieu dans une zone où le champ de contraintes n'est pas homogène. De nombreuses améliorations sont alors proposées ([Lee et Soutis, 2007](#); [Shokrieh et Omid, 2009](#)).

L'utilisation d'un essai de compression pure pose également des problèmes d'instabilité *macro* (flambage). Plusieurs solutions sont envisageables. La première solution consiste à utiliser un montage dit *anti-flambage* ([Fleck et al., 1995](#); [Gibson et al., 2010](#)). Il s'agit ici de créer un support pour l'éprouvette afin d'éviter les déplacements hors plan de celle-ci. Ce type de solution reste difficile à mettre en œuvre. Le blocage des déplacements hors-plan nécessite en effet de connaître parfaitement l'interaction entre l'éprouvette et le dispositif anti-flambage si on veut remonter au comportement. Si le blocage est souple, il ne génère que très peu d'efforts parasites mais reste inefficace pour empêcher le flambage de l'échantillon. *A contrario* si le dispositif est raide, l'échantillon est bien maintenu mais les efforts parasites générés par le dispositif deviennent importants et rendent la détermination du champ de contraintes complexe dans l'échantillon.

Une deuxième solution consiste simplement à utiliser une éprouvette présentant un élanement faible (éprouvette épaisse et de faible longueur). L'utilisation d'une éprouvette épaisse reste problématique. Une éprouvette large pré-suppose que l'effort à rupture sera important. La capacité des machines d'essais peut donc rapidement devenir limitante vis-à-vis de l'épaisseur de l'éprouvette. Pour une éprouvette de section 100 mm^2 et un matériau d'une contrainte à rupture de 1 GPa, on atteint déjà une charge à rupture de 100 kN. Ce qui s'avère déjà limitant pour de nombreuses machines d'essai.

Une solution semble donc être l'utilisation des essais de flexion. Ces derniers présentent l'avantage principal de ne pas être instables (pas de flambage) ! La variabilité des essais est donc très faible. Cependant trois problèmes majeurs sont liés à ce choix. Le premier est que la rupture n'intervient pas toujours dans la partie de l'éprouvette en compression. Il est en effet possible que ce soit la partie en traction qui amorce la rupture. Si tel est le cas, il est impossible de conclure concernant la limite à rupture du matériau en compression. Une seconde difficulté est en lien avec la détermination du champ de contraintes dans l'échantillon. En effet, ce type d'essai nécessite un calcul inverse complexe et de nombreuses hypothèses (comportement en traction supposé connu, forme du champ de contraintes et/ou de déformations, hypothèse sur la forme du comportement non-linéaire en compression). Enfin un dernier point critique est lié aux effets de structure. Il apparaît en effet que le gradient dans l'épaisseur de l'éprouvette semble significativement affecter la limite à rupture en compression. De ce fait, un tel essai permet difficilement de mesurer la limite à rupture lorsque le gradient de déformation est nul.

De manière très générale, l'introduction des trois conditions C_1 , C_2 et C_3 ont permis de valider ou de rejeter les différents essais. Dans un premier temps, beaucoup d'essais ont montré leur incapacité à produire une rupture non-localisée au voisinage des fixations avec la machine. Dès que ce critère n'est pas vérifié, il devient donc impossible d'accéder à la limite à rupture du matériau. Ensuite l'étude des différents essais a bien montré que, selon les cas, un calcul inverse pouvait être nécessaire si le champ de déformation n'était pas uniforme dans la zone utile de l'éprouvette. Ce calcul inverse peut rapidement devenir complexe. Enfin, la question du flambage est toujours à l'esprit lors des essais de compression pure. Afin de valider les essais vis-à-vis de ces critères, une étude sera proposée par la suite.

Comportement en compression. Les différents travaux étudiés montrent que le comportement des plis de carbone est non-linéaire. Cette non-linéarité se modélise "bien" en utilisant la loi proposée par [Ladeveze et al. \(1989\)](#); [Allix et al. \(1984\)](#). La question est ici de savoir si cette non-linéarité est le fruit de l'alignement des fibres ou de la micro-structure même du graphite. Il apparaît que la non-linéarité est la même peu importe le tissage du matériau. Elle a en effet été observée dans le cas des tissés ([De Carvalho et al., 2012](#)) et dans le cas des unidirectionnels ([Kyriakides et al., 1995](#)). Cela tend à montrer que ce n'est pas l'architecture du tissage mais bien la non-linéarité du graphite qui est la cause de la non-linéarité des plis

de carbone en compression.

L'étude menée par [Shokrieh et Omid](#) (2009) sur un empilement fibres de verre/époxy confirme cette analyse. Le comportement mesuré dans ce travail montre très clairement que le comportement de l'échantillon reste linéaire si le type de fibre est modifié.

Type de rupture. Les essais homogènes s'accordent sur le fait que la rupture de l'échantillon est toujours soudaine et catastrophique. Cela rend donc l'observation du mode de ruine impossible en temps réel. La méthode classiquement utilisée est une observation *post mortem* qui conclue à une initiation de la rupture par apparition de *kink-band*. Cependant, une telle conclusion reste difficilement acceptable dans le sens où l'énergie importante libérée lors de la ruine de l'échantillon rend l'observation *post mortem* hasardeuse. Deux solutions ont été proposées afin de conclure plus précisément sur la cause du mode de ruine. La première est proposée par [Kyriakides et al.](#) (1995) via un montage permettant de solliciter un échantillon à la fois en cisaillement et en compression pure. Il apparaît que le fait d'introduire du cisaillement permet de stabiliser la rupture en compression ce qui rend l'observation plus simple.

La seconde solution proposée ([Fleck, 1997](#); [Gutkin et al., 2010](#); [De Carvalho et al., 2011](#); [Laffan et al., 2012a](#); [Pinho et al., 2006](#)) est d'utiliser un essai plutôt axé structure. Dans ces travaux, l'échantillon présente une concentration de contraintes forte ce qui permet de localiser la rupture. Cette rupture locale est modélisée comme une fissure, cela permet de contrôler la propagation de celle-ci et donc d'observer facilement les mécanismes de ruines. De plus le contrôle de l'essai ne passe pas par un pilotage direct en compression, il s'agit d'un montage "DCB¹ inversé" qui permet une maîtrise précise de la propagation de la *kink-band*.

D'un point de vue global, les différentes publications s'accordent sur le fait que la rupture est liée à une instabilité à l'échelle de la fibre (ou de la mèche dans le cas des tissés). Cette instabilité se manifeste généralement par l'apparition de bandes de glissement (*kink-band*). Étant donné que la rupture est causée par une instabilité, il semble donc évident que la mesure et la modélisation de ce phénomène seront complexes. Toute perturbation, même faible, peut très fortement influencer le résultat obtenu.

Limite à rupture. La comparaison directe des limites à rupture n'a pas réellement de sens puisque la plupart des publications travaillent sur des matériaux différents. Ce qui semble tout de même remarquable, c'est que les effets de gradient dans l'épaisseur du pli modifient significativement la limite à rupture. Les essais de flexion ([Grandidier et al., 2012](#); [Wisnom et Atkinson, 1997](#); [Montagnier et Hochard, 2005](#)) présentent globalement des déformations à rupture plus importantes que les essais de compression pure. De plus, [Wisnom et Atkinson \(1997\)](#) montre que la valeur du gradient dans l'épaisseur affecte significativement la limite

1. Double Cantilever Beam

à rupture du matériau. Il montre que plus le gradient est important, plus la limite à rupture est importante. Cela est confirmé par [Drapier et al. \(1996\)](#). Enfin [Grandidier et al. \(2012\)](#) montrent que l'empilement joue aussi un rôle sur la limite à rupture en compression. Un modèle "ingénieur" est alors proposé pour prendre en compte cet effet. Un paramètre de structure est alors introduit. Ce paramètre est homogène à une longueur et reste de l'ordre de grandeur d'un pli.

1.3 Conclusion

Cette analyse bibliographique a permis de mettre en lumière les principales problématiques liées à l'étude de la résistance en compression et en particulier le lien avec l'endommagement.

Dans un premier temps, les recherches basées sur une approche micromécanique du problème ont été abordées. La première modélisation réalisée par [Rosen \(1964\)](#) postule que la limite à rupture en compression découle d'un micro-flambage élastique des fibres dans un milieu élastique (la matrice) suite à des observations par photoélasticimétrie. Ce postulat permet de montrer que la contrainte à rupture en compression est proportionnelle à l'endommagement de la matrice. Une telle modélisation ne concorde malheureusement pas avec la plupart des résultats expérimentaux. À partir de ce premier postulat, et fort d'observations complémentaires, une nouvelle théorie voit le jour. Elle est initialement portée par [Argon \(1972\)](#); [Fleck \(1997\)](#); [Budiansky et Fleck \(1993\)](#); [Kyriakides et al. \(1995\)](#). Il s'agit ici de décrire la rupture comme une bande de glissement (*kink-band*). C'est l'introduction de la plasticité dans la modélisation qui permet de simuler ce glissement. Une fois le cadre théorique posé, le modèle se complexifie rapidement pour déboucher sur des modélisations très complètes permettant de prendre en compte nombre de phénomènes physiques intervenant lors de la rupture ([Feld, 2011](#); [Guimard, 2007](#); [Pansart et al., 2009](#)). Le principal point négatif de ces modèles vient directement de leur complexité. Le fait d'introduire beaucoup de phénomènes physiques rend la prédiction de la rupture difficile. L'identification de tous les paramètres est trop complexe et une prédiction rapide de la limite à rupture n'est plus possible. Un autre point négatif de ce type de modélisation est que le calcul modélise directement le défaut (la *kink-band*), ce qui n'est pas en accord avec la répartition pseudo-aléatoire des fibres dans les composites.

La solution nécessaire pour rendre l'identification de ces paramètres possibles est d'avoir une base de données expérimentales plus conséquente. Cependant, les difficultés expérimentales liées aux essais de compression sont bien réelles. Tout d'abord les essais proposés par la norme donnent des résultats médiocres avec une variabilité importante ([Adams, 2005](#);

Lee et Soutis, 2007; Montagnier et Hochard, 2005). Afin de palier à ce problème, mais dans un souci de conserver une sollicitation de compression pure, de nombreuses améliorations des essais de la norme sont proposées (Lee et Soutis, 2007; Shokrieh et Omid, 2009; Fleck *et al.*, 1995; Drapier *et al.*, 1996). Ces essais modifiés donnent de meilleurs résultats mais restent difficiles à mettre en œuvre. La difficulté, dans ces cas-là, vient essentiellement du fait qu'il est complexe de dissocier le montage du résultat obtenu. Il apparaît donc que des effets de structure doivent être pris en compte pour résoudre avec efficacité le calcul inverse lié à ces montages expérimentaux.

Dans un esprit différent, les essais de flexion proposent d'analyser la rupture des composites en compression. Cependant, il est montré (Grandidier *et al.*, 2012; Drapier *et al.*, 1996; Anthoine *et al.*, 1998; Drapier *et al.*, 1999a; Grandidier, 1991; Drapier *et al.*, 1999b; Wisnom et Atkinson, 1997) que le gradient dans l'épaisseur ainsi que la séquence d'empilement utilisée jouent des rôles clés lors de la rupture. Afin de mettre en place un critère de rupture fiable, il est donc nécessaire, ici aussi, de mettre en place un paramètre prenant en compte la structure globale du montage (Grandidier *et al.*, 2012).

Cette étude bibliographique apporte des pistes quant au travail que nous souhaitons réaliser. Une analyse de la rupture des composites en compression sera proposée dans le cas des matrices endommagées avec une approche portée sur l'expérimentation. Dans un premier temps, on tâchera de caractériser la rupture en compression à partir d'un essai homogène. On portera une attention particulière à la validation de l'essai au regard des trois conditions préalablement définies. Ensuite nous répondrons aux problèmes suivants : Quel est le comportement d'un pli carbone/époxy en compression ? Quel est la limite à rupture ? Quel rôle joue la matrice sur la rupture ? Dans un second temps, une approche complémentaire sera utilisée en s'affranchissant de l'essai homogène. Il sera donc nécessaire d'introduire un paramètre de structure afin de prendre en compte différentes géométries d'éprouvettes. Enfin des perspectives seront proposées en lien avec la baisse de résistance en compression en fonction de l'endommagement sur un stratifié.

Chapitre 2

Mesure du comportement en compression et influence de l'endommagement

L'objectif de cette partie est de proposer des procédures expérimentales afin de caractériser le comportement des composites en compression sens fibre avec matrice saine et endommagée. Ces expérimentations seront ensuite réalisées. Deux approches différentes vont être utilisées. Dans une première approche, on privilégiera une vision "matériau" de la rupture *via* une étude sur des éprouvettes tubulaires. Il s'agit de réaliser un essai avec un champ de déformations homogène. Dans un second temps, une approche "structure" sera utilisée. Dans ce cas, le champ de déformations ne sera pas homogène. L'objet de ces essais est de montrer que l'introduction d'un critère non-local permet de prédire la rupture sur des éprouvettes qui présentent des champs de déformations non-constants. Il s'agira donc ici de voir si les résultats acquis en homogène peuvent se transposer au cas d'une structure plus complexe.

Sommaire

2.1 Discussion concernant le matériel expérimental à disposition et méthodes d'essais	62
2.1.1 Méthode de corrélation d'images	62
2.1.2 Machines d'essais	64
2.1.3 Méthodologie	66
2.2 Essai de compression sur champ homogène	67
2.2.1 Fabrication des éprouvettes	67
2.2.2 Préconception de l'essai	70
2.2.3 Résultats	76
2.2.4 Proposition d'un modèle	84
2.3 Essais sur éprouvettes avec concentrations de contraintes	87
2.3.1 Étude préliminaire de faisabilité	88
2.3.2 Introduction de l'endommagement	96
2.3.3 Résultats sur éprouvettes endommagées	99
2.4 Couplage cisaillement-compression	103
2.5 Conclusion	106

2.1 Discussion concernant le matériel expérimental à disposition et méthodes d'essais

À travers les recherches bibliographiques, il a été montré que, pour les essais de compression, la géométrie des éprouvettes et le mode d'introduction de l'effort pouvaient être cruciaux. Il a également été montré que la présence éventuelle de flambage nécessitait une attention particulière au regard de l'expérimentation. Une méthodologie doit donc être mise en place afin de valider l'essai vis-à-vis des conditions C_i définies dans la partie précédente.

Dans un premier temps, des essais sur des éprouvettes tubulaires seront réalisés. Ils permettront une mesure simple de la déformation à rupture en fonction de l'endommagement sur un champ homogène.

Dans un second temps, l'accent sera mis sur des éprouvettes présentant des concentrations de contraintes. Cela permettra de mettre en évidence les mécanismes mis en jeu lors d'une rupture en compression à l'échelle d'une structure. Les méthodes non-locales couramment utilisées pour prendre en compte l'effet des concentrations de contraintes seront donc mises en œuvre.

En parallèle, la caractérisation de l'effet de l'endommagement sur la rupture en compression sens fibre est également recherchée. Cela suppose donc une procédure expérimentale plus globale.

Afin de répondre à ces problématiques, le laboratoire possède divers équipements. Dans cette partie, une présentation du matériel à disposition est proposée.

2.1.1 Méthode de corrélation d'images

Afin d'analyser finement les effets de bords créés lors des essais de compression pure, tous les essais seront suivis par corrélation d'images, ce qui permet une mesure de la déformation sur la totalité de l'éprouvette. Pour discuter avec justesse des résultats obtenus par cette méthode, une description du matériel de corrélation d'images est proposée. Cette description permettra d'une part d'analyser le traitement qui est réalisé par le matériel optique et d'autre part, par le logiciel de corrélation ([ARAMIS](#), 2015). Ce type de méthode de mesure de champ se base sur l'utilisation de caméra(s). La (ou les) caméra(s) fournit(ssent)

des images qui sont ensuite traitées par un logiciel. L'analyse des niveaux de gris sur les images permet de déterminer les déplacements de chacun des pixels pour chaque image. Cette connaissance des déplacements permet ensuite rapidement d'obtenir les champs de déformations sur tout l'objet observé.

Partie optique. La partie optique est simplement constituée d'une ou plusieurs caméras. Synthétiquement, une caméra peut se réduire à un ensemble lentille, diaphragme et capteur. La lentille est fournie par le constructeur et donne la profondeur de champ de l'image. Cette profondeur de champ peut être modifiée par le réglage du diaphragme dont on peut régler l'ouverture. Plus l'ouverture est grande plus l'image est lumineuse (pour un temps d'exposition donné) mais moins la profondeur de champ est importante. Le temps d'exposition est également réglable. Il est à choisir à la fois en fonction de la vitesse de sollicitation mais aussi en fonction de la luminosité de l'image (schéma explicatif présenté sur la figure 2.1).

Lien optique-logiciel. Pour chaque caméra, on peut associer une luminance $m(x, y)$ pour chaque point $M(X, Y, Z)$ de la surface observée de l'objet. Afin d'améliorer le contraste des images, un mouchetis est peint sur l'éprouvette. Cela permet donc d'obtenir une variation importante de la luminance sur l'échantillon. Avec une seule caméra, un calcul simple d'optique permet de déterminer les relations qui lient (X, Y, Z) à (x, y) . Le problème ici est que l'information de la profondeur est perdue. Le point s'il est encore observable (ce qui est lié à la profondeur de champ) est projeté sur le capteur : il est donc impossible, avec une seule caméra, de mesurer la coordonnée correspondant à la profondeur. Ce type de montage est particulièrement efficace pour le suivi des éprouvettes planes. Les informations fournies restent néanmoins trop limitées pour des éprouvettes à surfaces externes courbes (tubes par exemple).

Deux caméras peuvent être utilisées pour suivre la déformation de ce type d'éprouvette. En effet, comme le montre la figure 2.2, un calcul géométrique permet d'extraire la coordonnée de profondeur si la géométrie du montage est connue (distance focale et position d'une caméra par rapport à l'autre). On parle ici de stéréo-corrélation d'images. Afin d'identifier la géométrie du montage, une étape de calibration est nécessaire. Durant cette phase, les prises de vue correspondent aux enregistrements d'images où l'objet visé est une mire positionnée dans différentes configurations. À partir d'un calcul que l'on ne détaillera pas, les paramètres géométriques du montage sont identifiés.

Partie logicielle. Afin de suivre la déformation d'un solide, il reste donc à déterminer la transformation qui lie deux images entres-elles. Les images, dans deux états différents de l'objet, sont représentées par des fonctions $f(\underline{x})$ et $g(\underline{x})$, où \underline{x} représente les coordonnées d'un pixel de l'image (Chambard *et al.*, 2009).

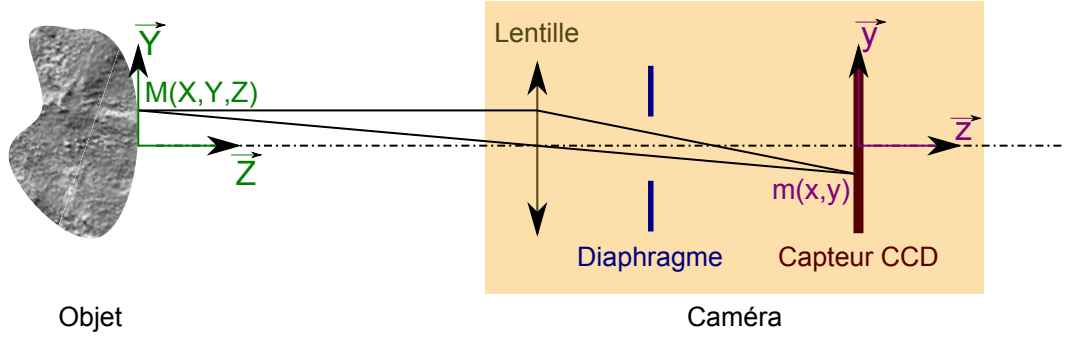


Figure 2.1 – Fonctionnement des caméras

Soit $u(\underline{x})$ le champ de déplacement, on a :

$$g(\underline{x}) = f(\underline{x} - u(\underline{x})) \quad (2.1)$$

En considérant le déplacement petit, on a au 1^{er} ordre :

$$g(\underline{x}) = f(\underline{x}) - u(\underline{x}) \cdot \nabla f(\underline{x}) \quad (2.2)$$

Pour trouver le champ de déplacement, une minimisation de la fonctionnelle suivante est nécessaire :

$$\phi = \int (g(\underline{x}) - f(\underline{x}) + u(\underline{x}) \cdot \nabla f(\underline{x}))^2 dx \quad (2.3)$$

De nombreuses méthodes existent afin de déterminer le champ de déplacements u qui minimise la fonctionnelle ϕ (ces méthodes ne sont pas détaillées). Une fois le champ de déplacements mesuré pour chaque image, il est trivial de calculer les différentes déformations.

Le logiciel ARAMIS ([ARAMIS, 2015](#)) sera toujours utilisé pour post-traiter les images. Le choix des caméras pour la prise d'images n'est pas fixé. Deux solutions seront envisagées. Si l'éprouvette est plane, une seule caméra sera utilisée et le post-traitement s'effectuera en 2D. Lorsque l'éprouvette présente des formes courbes (cas des tubes), le dispositif de stéréo-corrélation d'images (avec deux caméras) sera utilisé.

2.1.2 Machines d'essais

On dispose de deux machines hydrauliques. Une première machine permet de solliciter des éprouvettes tubulaires en traction/compression et en torsion. Les chargements maxi-

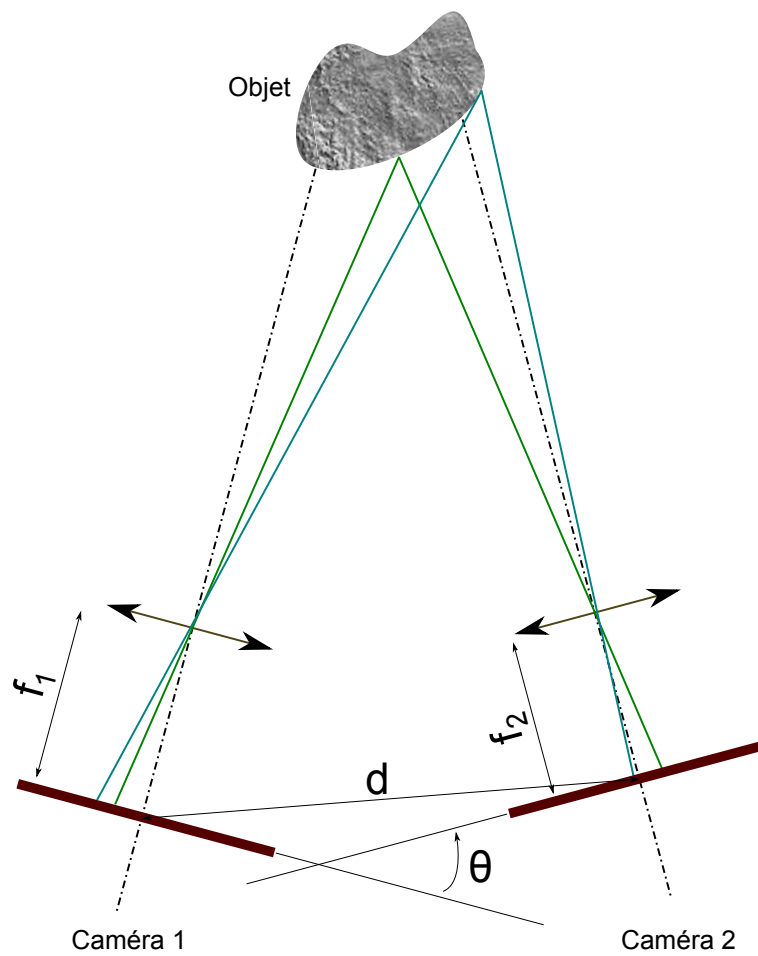
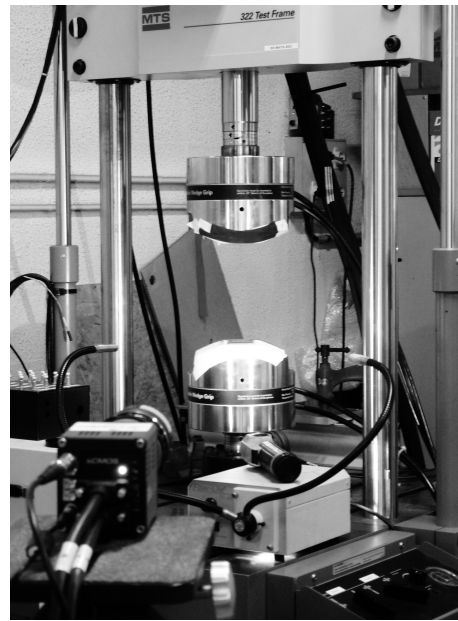


Figure 2.2 – Schéma explicatif de la méthode de stéréo-corrélation d'images



(a) Machine de traction (250 kN)-torsion
(1100 N · m)



(b) Machine de traction (100 kN)

Figure 2.3 – Machines d'essais hydrauliques disponibles au laboratoire

maux autorisés sont ~ 250 kN en traction et 1100 N · m en torsion. Cette machine permettra donc de tester des tubes d'épaisseur relativement élevée.

Une seconde machine hydraulique de traction/compression permet d'étudier des éprouvettes dont les talons sont parallélépipédiques. Sa charge maximale admissible est ~ 100 kN.

2.1.3 Méthodologie

Le but principal de l'étude réalisée est de mesurer l'effet de l'endommagement sur la résistance en compression. Cela sous-entend donc que l'on doit être capable, en premier lieu, de mesurer la résistance en compression sur une éprouvette saine. Pour commencer, une méthode expérimentale sera donc définie afin de valider le processus. Il faudra s'assurer que la rupture n'est pas précipitée par des effets de structure (flambage, concentration de contrainte). Dans un second temps, un protocole sera défini afin d'endommager les éprouvettes. Lesquelles seront sollicitées en compression pure par la suite.

Deux "types" d'essais seront donc développés. Le premier portera sur des éprouvettes tubulaires en carbone pour plusieurs raisons. Tout d'abord parce que ce type d'éprouvette se prête volontiers à l'étude du couplage endommagement-résistance en compression *via* l'utilisation de la machine bi-axiale. Ensuite, il apparaît que ces éprouvettes tubulaires (du fait de la courbure) présentent une meilleure résistance au flambage que des éprouvettes planes

(NASA, 1965). On montrera cependant que la fabrication de tubes à partir d'une nappe de pré-imprégné est complexe. Cela sous-entend que ce type d'expérimentation n'est envisageable que dans le cadre d'un laboratoire de recherche. Pour des applications industrielles, ce type de méthode risque d'être trop coûteuse.

Fort des premiers résultats obtenus, une seconde méthodologie sera développée. Les éprouvettes seront fabriquées sur la base d'une plaque épaisse qui pourra être endommagée. Ce mode d'obtention de pièces reste plus proche des capacités industrielles. Ce type d'éprouvettes nécessitera néanmoins de forcer l'apparition de la rupture dans la zone utile de l'échantillon en créant des variations de section brutales. Cela nous obligera donc à adopter une analyse plutôt typée structure. Il sera donc nécessaire d'introduire un paramètre supplémentaire afin de s'affranchir de la variation brutale de section de l'éprouvette.

Une autre piste avait été envisagée au début de la thèse avec la réalisation d'un banc d'essai de flexion pure piloté en déplacement. La conception du banc a été finalisée (Annexe B) mais il n'a pas été réalisé. L'idée était ici d'améliorer l'introduction de l'effort par rapport au banc de Montagnier (2005).

2.2 Essai de compression sur champ homogène

2.2.1 Fabrication des éprouvettes

Le diamètre extérieur des tubes est fixé à 40 mm par la machine de torsion-compression. La hauteur des tubes est choisie arbitrairement à 370 mm. La fabrication des tubes s'effectue en deux étapes.

Dans un premier temps, un tube en tissu carbone/époxy (G939/M18) est fabriqué. Les propriétés des matériaux utilisés sont donnés en annexe C. L'architecture du tissage est satin 4H. La désignation standard des fibres est HTA. La méthode de fabrication est inspirée de Raasch (1998) et détaillée dans Eyer *et al.* (2015a). Elle consiste en l'enroulement de plis autour d'un mandrin en aluminium comme présentée sur les figures 2.4 et 2.5. Le mandrin en aluminium joue ici le rôle de moule intérieur. Durant l'enroulement du pli un effort vertical est appliqué sur le mandrin afin de pré-compacter les plis. Durant la cuisson, ce mandrin en aluminium se dilate et favorise le compactage des plis. Cependant un compactage externe est nécessaire (la méthode de compactage est discutée dans la suite de cette partie). Après polymérisation, les talons sont rajoutés au tube par enroulement de plis nécessitant une seconde cuisson.

Concernant la résine utilisée (M18), un cycle de cuisson à 180° est imposé par le fabri-

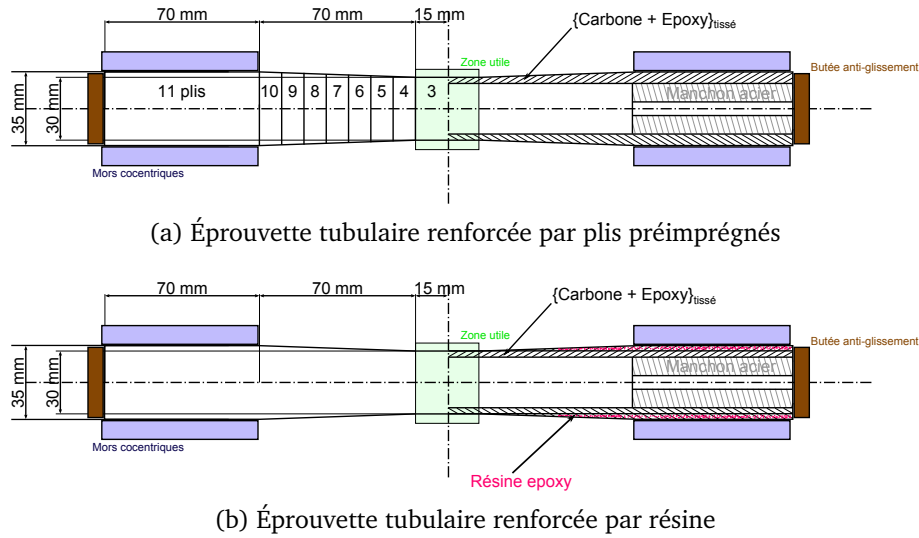
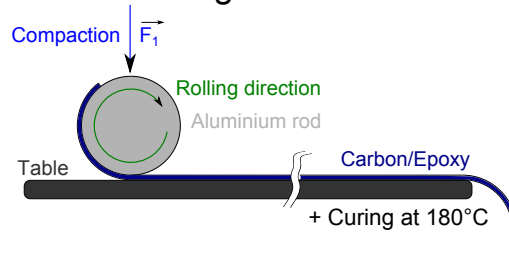


Figure 2.4 – Éprouvettes tubulaires utilisés

cant. Ce type de méthode (par enroulement) n'est possible que si le coefficient de dilatation thermique de l'aluminium est plus grand que celui du tissé. Cela permet d'enlever aisément le mandrin en aluminium après la cuisson. Le diamètre interne du tube est fixé par le diamètre du mandrin en aluminium, c'est-à-dire 30 mm. La quasi-parfaite cylindricité du mandrin assure un défaut de cylindricité négligeable à l'intérieur du tube. La séquence de l'empilement est $[0^\circ]_n$ où $n \in \{2, 3, 5, 7, 11\}$.

STEP 1 - rolling carbon tube :



STEP 2 - rolling tabs:

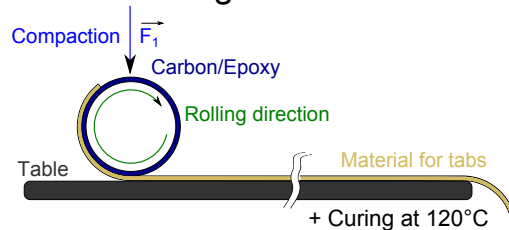


Figure 2.5 – Méthode d'enroulement proposée

La première idée pour assurer le compactage pendant la cuisson est d'insérer le mandrin sur lequel les plis sont enroulés dans un sac à vide. Le problème lié à cette méthode de compactage est l'apparition de plissements autour du tube. Cela est essentiellement dû au

fait que la surface extérieure du tube n'est pas contrôlée et que le compactage n'est pas parfaitement concentrique. Pour autant ce compactage, en terme de porosités, est tout à fait acceptable (figure 2.6).

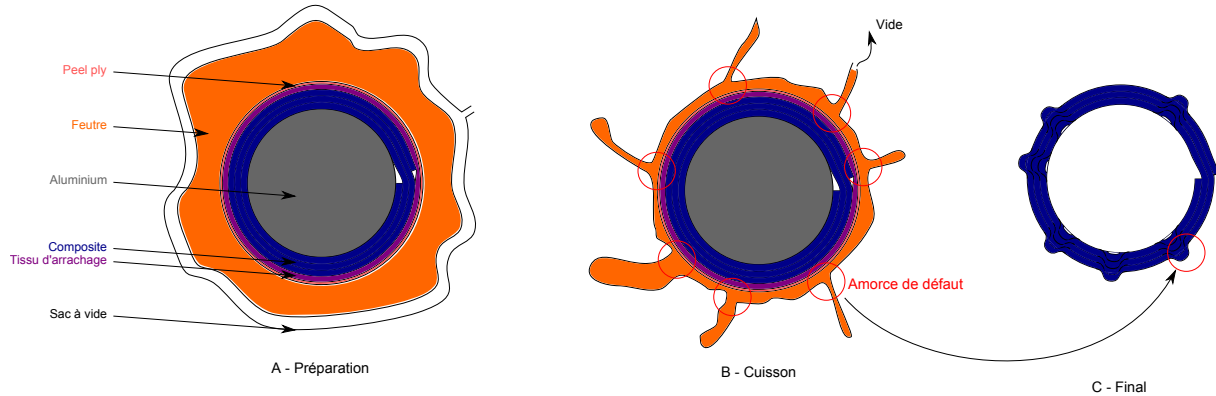


Figure 2.6 – Compactage assuré par sac à vide

Afin de remédier à ce défaut de plissements, il est proposé d'utiliser un film thermo-rétractable pour remplacer le sac à vide. Le film exerçant une pression plus régulière autour du tube en aluminium, les plissements disparaissent. Malheureusement le taux de porosité dans le tube reste trop important car la pression exercée par ce type de film n'est pas suffisante (figure 2.7).

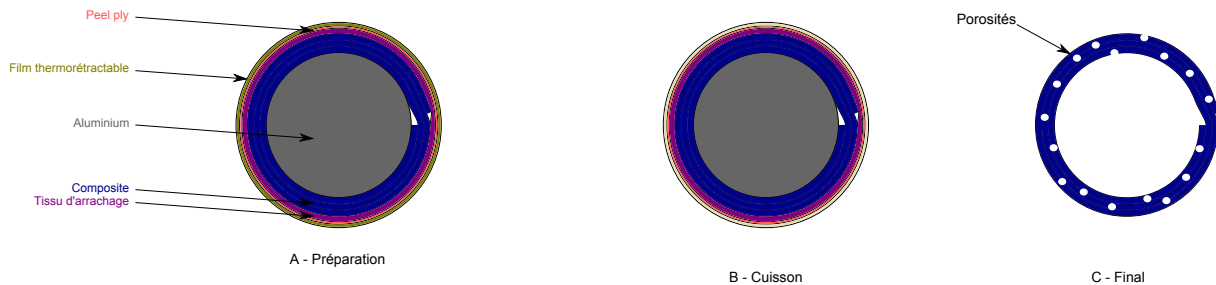


Figure 2.7 – Compactage assuré par film therrmorétractable

Pour ces raisons, il a été décidé d'utiliser à la fois le film thermo-rétractable et le sac à vide afin de limiter la présence de porosités et pour éviter l'apparition de plissements (figure 2.8).

Finalement une dernière amélioration a été apportée en remplaçant le film thermo-rétractable et le tissu d'arrachage par un tissu d'arrachage thermo-rétractable.

Le tube en carbone est ensuite équipé de talons progressifs afin de forcer la rupture à apparaître dans la zone utile de l'éprouvette (en rapport avec la condition C_1 définie dans l'étude bibliographique au paragraphe 1.2, page 36). Pour mettre en place ces talons progressifs, le nombre de plis est progressivement augmenté afin de s'insérer dans les mors de la machine. Une autre solution est d'utiliser de la résine époxy renforcée par des micro-

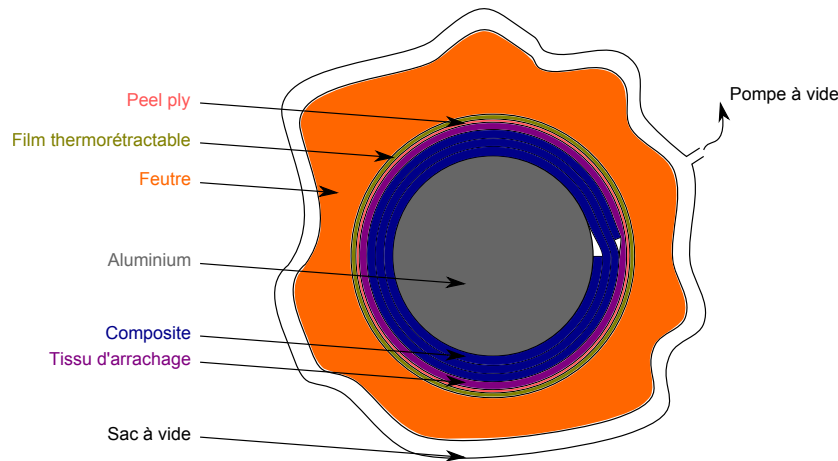


Figure 2.8 – Compactage assuré par sac à vide et film thermorétractable

billes de verre. L'éprouvette aura donc une forme qui s'apparente à celle d'une haltère (figure 2.4). Plusieurs expériences seront donc effectuées avec différents matériaux pour les talons afin de déterminer lequel est le plus adapté. Pour résumer, les matériaux utilisés sont les suivants (propriétés données en annexe C) :

- de la résine époxy renforcée avec des micro-billes de verre,
- des plis tissés équilibrés carbone/époxy (G939/M18),
- des plis tissés déséquilibrés de verre/époxy à 0° (1055/ES18),
- des plis tissés déséquilibrés de verre/époxy à 90° (1055/ES18).

La face externe des talons ne peut pas être contrôlée durant la phase de cuisson puisque la méthode proposée n'utilise pas de moule externe. Cependant, si la coaxialité des talons est mauvaise, une flexion parasite peut intervenir pendant l'essai de compression. Ce phénomène est visible dès le serrage des mors de la machine (figure 2.9). Cela affecterait significativement les résultats lors d'un essai de compression pure. Pour cette raison, un usinage de la face externe du tube est effectué sur un tour. Compte-tenu de l'utilisation d'un moule intérieur pour la cuisson, l'éprouvette est guidée par l'intérieur afin de garantir la coaxialité.

Pour finir, chaque côté de l'éprouvette est rempli avec une barre en aluminium pour éviter une rupture prématurée lors du serrage des mors.

2.2.2 Préconception de l'essai

C₁ - La rupture doit apparaître dans la zone utile de l'éprouvette. Les éprouvettes sont donc fabriquées en forme d'haltères pour forcer l'apparition de la rupture dans la zone utile. Cependant il a été observé que le choix du matériau pour les talons influence significativement la zone d'apparition de la rupture. Une post-observation des échantillons a donc été réalisée pour chacune des éprouvettes. La figure 2.10 définit les zones possibles d'apparition

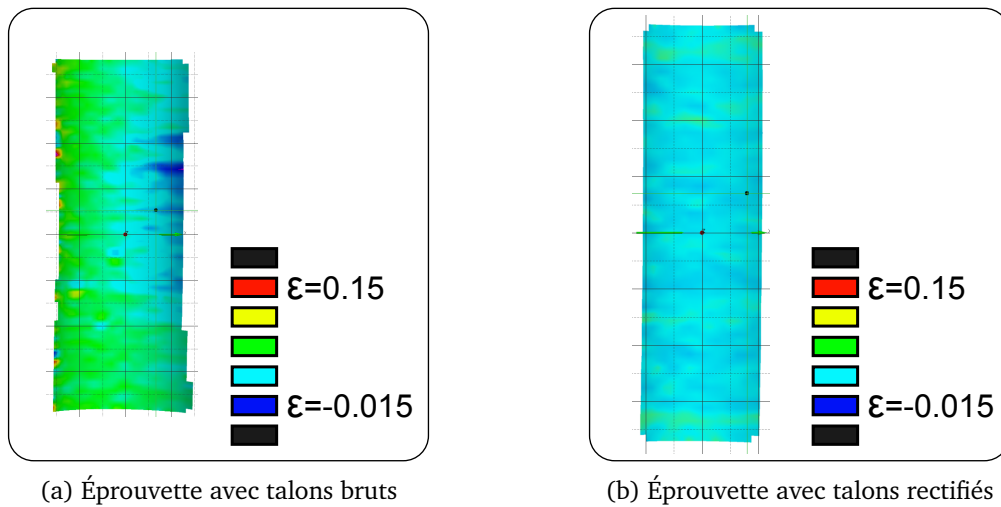


Figure 2.9 – Influence du post-usinage sur le champ de déformations suivant la direction du tube après serrage des mors de la machine (300 bars)

de la rupture. On considère les zones A et B comme des zones valides pour l'apparition de la rupture. La zone B possède cependant une difficulté liée aux performances de la corrélation d'images dans une petite zone. Lorsque la rupture s'amorce dans cette zone, il est difficile de mesurer avec précision la valeur de la déformation à rupture. Il est également évident que la zone C n'est pas acceptable pour l'apparition de la rupture.

Les figures 2.11a et 2.11b montrent deux post-observations d'éprouvettes après leur rupture. Sur la figure 2.11a, il est montré que la rupture apparaît bien au milieu de la zone A. Cependant lorsque l'on utilise uniquement de la résine époxy renforcée avec des micro-billes de verre, la rupture s'amorce dans la partie renforcée de l'éprouvette (figure 2.11b). Le tableau 2.1 récapitule les résultats pour les quatre types de talons. Pour chacune des éprouvettes, un seul essai a été réalisé. Cela est suffisant parce que ces résultats expérimentaux seront confirmés numériquement. Finalement, le seul matériau inapte à respecter la condition C_1 est la résine renforcée par les micro-billes de verre. Cela est essentiellement dû à la présence des micro-billes. D'un côté elles sont nécessaires puisque la fabrication des talons à partir d'époxy seule est trop complexe (résine trop peu visqueuse). D'un autre côté, elles sont néfastes puisqu'elles sont très souvent recouvertes d'agent démoulant (ce qui est indispensable sinon elles s'aggloméreraient et formeraient des "grumeaux").

C_2 - Le champ de contraintes doit être uniforme dans la zone utile. Il faut garder à l'esprit que c'est cette condition qui permet de faire le calcul direct de la contrainte sans passer par un calcul inverse long et laborieux. Si cette condition est remplie, il est possible de calculer directement l'état de contraintes dans la zone utile avec la formule suivante :

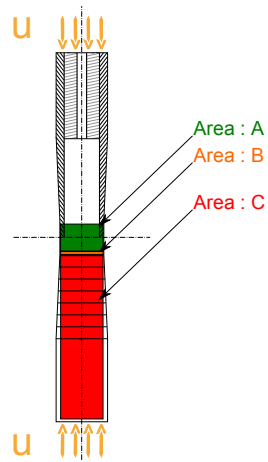


Figure 2.10 – Définition des zones de rupture lors d'un essai de compression pure

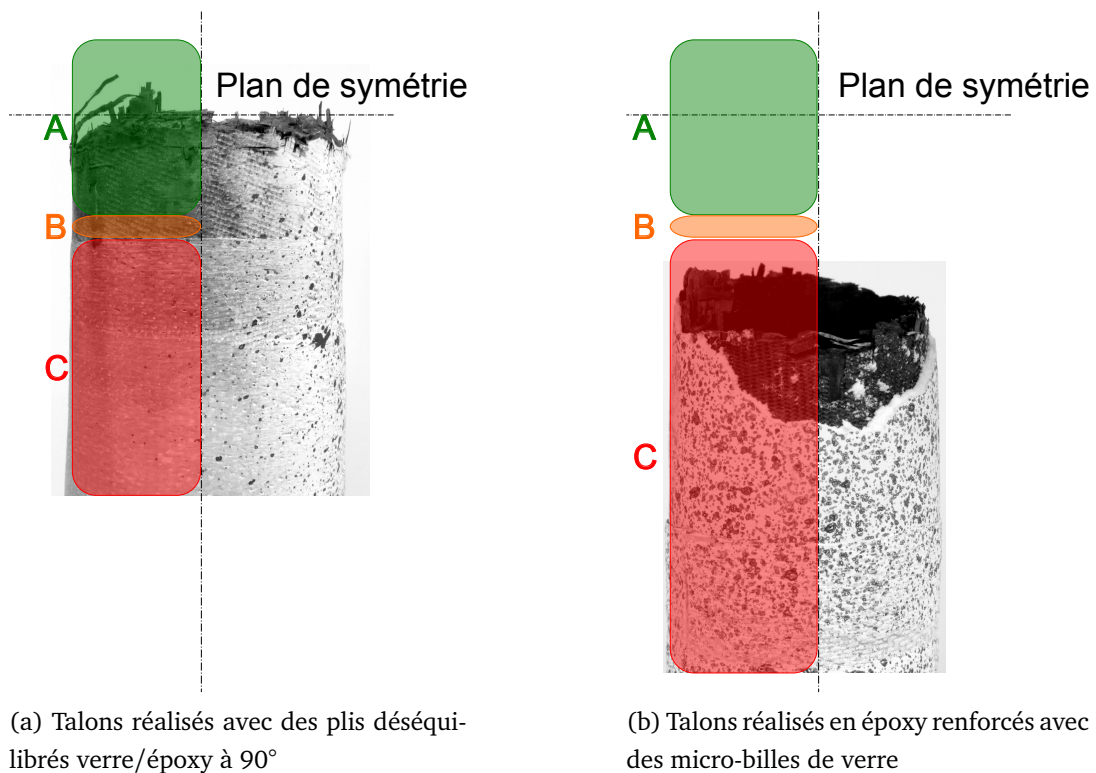


Figure 2.11 – Effet du matériau utilisé pour la réalisation des talons sur le lieu d'apparition de la rupture

Matériau utilisé pour les talons	Zone		
	A	B	C
Carbone/époxy		✓	
Verre/époxy à 0°	✓		
Verre/époxy à 90°	✓		
époxy + micro-billes de verre			✓

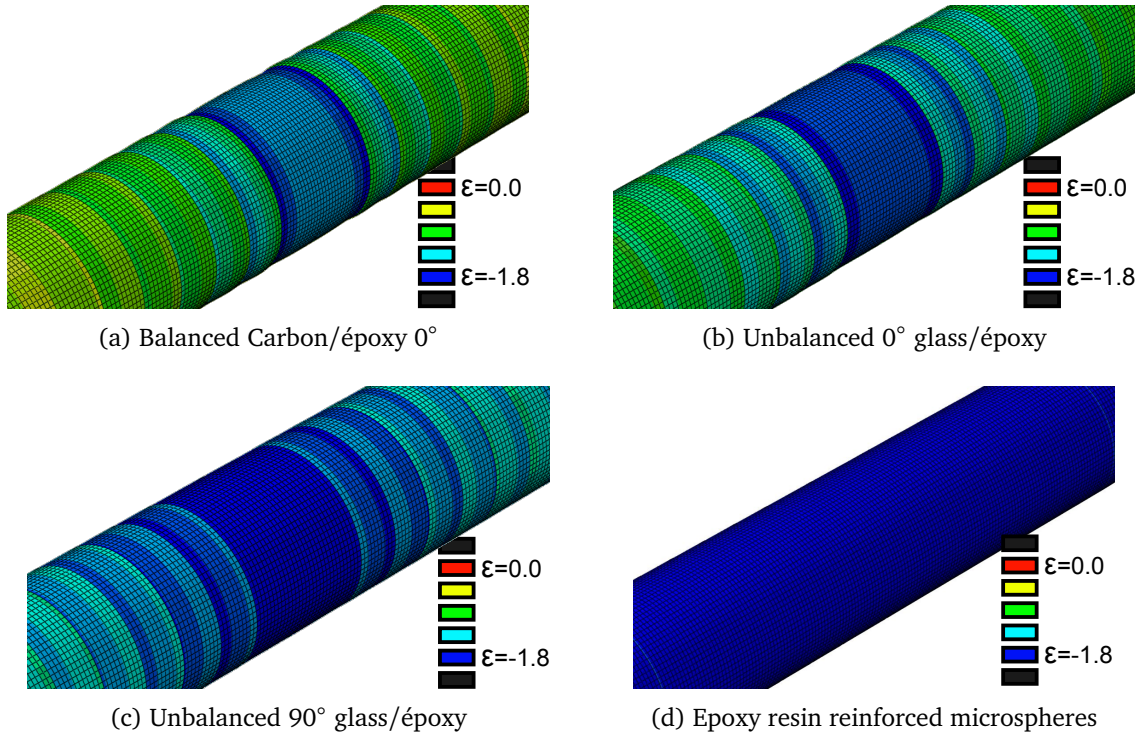
Tableau 2.1 – Position de la rupture en fonction du matériau utilisé pour un tube 7 plis (les zones sont définies sur la figure 2.10)

$$\sigma_{\text{failure}} = \frac{F_{\text{failure}}}{S} \quad \text{avec} \quad S = \pi(R_e^2 - R_i^2) \quad (2.4)$$

Une simulation préliminaire avec un modèle éléments finis est proposée. Le calcul est implémenté dans ABAQUS (ABAQUS, 10). Il est exécuté pour chaque type de talon. Le modèle utilisé est un modèle de coque 3D dans lequel la décroissance des plis est prise en compte. Il est donc possible d'analyser *a priori* l'influence des talons sur l'homogénéité du champ de déformations.

La simulation montre globalement que plus le talon est souple dans la direction longitudinale plus le champ est homogène. Sur la figure 2.12, il est visible que dans le cas d'un talon fabriqué à partir de plis en carbone/époxy ou en verre/époxy à 0°, la déformation est significativement différente dans les zones A et B alors que pour les autres talons le gradient de déformations dans la direction longitudinale est plus faible. Il est assez intéressant de noter que l'état de contraintes dans le tube est invariant lorsque l'on utilise uniquement de la résine renforcée avec des micro-billes. Malheureusement ce type de talon ne vérifie pas la condition C_1 . En conclusion, on a montré (numériquement) que le meilleur talon était celui fabriqué avec des plis déséquilibrés de verre à 90°. Il reste à confirmer cela d'un point de vue expérimental.

C_3 - Les ruptures initiées par du flambage *macro* doivent être évitées. Pour la condition C_3 , la première idée est d'utiliser les résultats de la littérature en matière de flambage afin de les appliquer à notre cas. Malheureusement, la prédiction des charges critiques de flambage reste bien souvent qualitative malgré des calculs coûteux (Sosa et Godoy, 2010). Cette solution a été étudiée pendant la thèse *via* des simulations éléments finis toujours plus complexes (flambage linéarisé, non-linéarité matériau, non-linéarité géométrique, imperfections, etc...). Les résultats obtenus ont seulement montré qu'il est extrêmement difficile d'obtenir numériquement la bonne prédiction de la charge critique de flambage. Une deuxième piste a donc été d'observer l'éprouvette avec une caméra rapide et de conclure quant à l'apparition du flambage. Cela reste également complexe puisque l'instabilité est très

Figure 2.12 – Strain field ε_{11} for a 9 ply carbon tube and various tabs

forte. La plupart du temps, il est donc impossible de déterminer *a posteriori* si l'éprouvette s'est rompue par flambage ou à cause d'une limite matériau.

Il est donc proposé de mettre en place une méthode expérimentale simple afin de déterminer la cause de la rupture. Cette méthode est basée sur des résultats analytiques (Hutchinson, 2010; Eglits *et al.*, 2009; W. C. Young, 2002). Elle fait l'objet de l'article (Eyer *et al.*, 2015a) et a été exposée brièvement en congrès (Eyer *et al.*, 2014). Si la rupture est causée par une limite matériau et que la sollicitation est de la compression pure, alors la contrainte à rupture ne dépend pas de la géométrie. Dans ce cas, faire varier le nombre de plis de l'éprouvette n'aura aucun effet sur la contrainte à rupture. Au contraire, lorsque la rupture est initiée par le flambage de l'éprouvette, la contrainte menant au flambage est fortement dépendante de la géométrie (W. C. Young, 2002). Dans le cas d'un tube cylindrique mince orthotrope (avec plis tissés à 0°), la contrainte équivalente menant au flambage s'écrit de la façon suivante :

$$\sigma_{buckle} = \frac{E_{11}}{\sqrt{3(1 - \nu_{12}^2)}} \frac{t}{R} \quad (2.5)$$

Malheureusement la contrainte de flambage définie dans l'équation 2.5 est très idéalisée et ne concorde pas bien avec les résultats expérimentaux (NASA, 1965) puisqu'elle ne prend pas en compte les imperfections (à la fois d'un point de vue géométrique et d'un point de vue matériau). Dans notre cas, cela est d'autant plus marqué que la prédiction de l'équa-

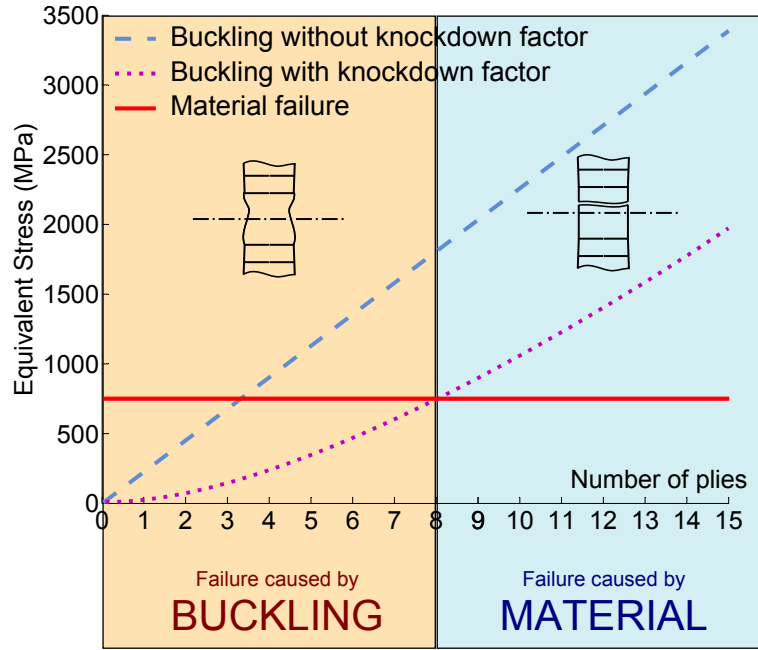


Figure 2.13 – Prédiction théorique de la rupture en fonction du nombre de plis

tion 2.5 est destinée à l'étude des cylindres à section constante. C'est pour ces raisons que la littérature fournit des *Knockdown Factors* (KdF) afin d'obtenir une meilleure corrélation entre les expériences et les prédictions théoriques. Dans le cas de tubes composites, le KdF est donné par la relation suivante (Huhne et al., 2008) :

$$KdF = \frac{\sigma_{buckle}^{corrected}}{\sigma_{buckle}} = 0.901(1 - e^{-\frac{1}{16} \frac{R}{t}}) \quad (2.6)$$

La figure 2.13 récapitule ces résultats en fonction du nombre de plis. Il est à noter ici que la prise en compte d'un KdF réduit la valeur de la contrainte initiant le flambage. Cependant cette contrainte est toujours une fonction du nombre de plis. Cela signifie que lorsque le flambage intervient, la contrainte sera fonction de l'épaisseur du tube.

Cette rapide étude théorique est la base de la méthode permettant de valider les éprouvettes vis-à-vis du flambage. Différents tubes, avec différentes épaisseurs, seront donc réalisés. Les talons sont réalisés avec des plis tissés déséquilibrés de verre/époxy à 90°. Lorsque l'épaisseur aura une influence sur la contrainte à rupture, on conclura que la rupture est initiée par le flambage de l'éprouvette. Le nombre de plis sera donc augmenté. Ensuite lorsque l'épaisseur n'aura plus d'influence sur la contrainte à rupture, on pourra conclure sur une rupture de type matériau.

Introduction de l'endommagement. Pour endommager la matrice, les sollicitations de cisaillement sont efficaces. Cela correspond, dans le cas des tubes, à des efforts de torsion. Cependant un chargement en statique n'est pas adapté parce qu'une telle sollicitation mène

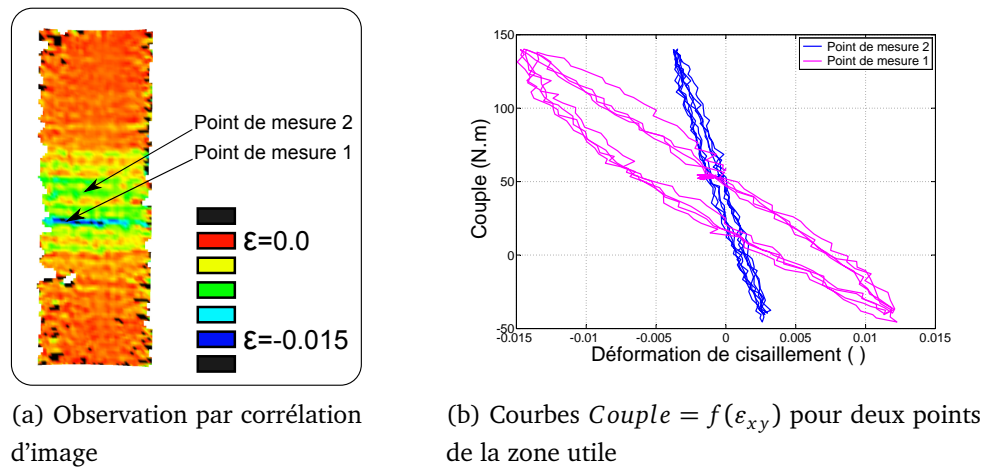


Figure 2.14 – Mise en évidence du phénomène de localisation lors de cycles de torsion

à la rupture à cause d'une instabilité matériau pour un endommagement moyen ($d \sim 0.5$) (Ladeveze et Ledantec, 1992). Il est donc indispensable, pour atteindre des valeurs d'endommagement élevées, de travailler avec des sollicitations de fatigue. Cette étape est similaire à celle réalisée par Thollon (2009) pour étudier l'influence de l'endommagement sur la résistance en traction. La difficulté de cette étape réside dans l'instabilité matériau qui peut apparaître si le chargement est trop fort. Dans ce cas il apparaît une localisation forte de l'endommagement. Pour les tubes, cette localisation se manifeste sous la forme d'une étroite bande de cisaillement autour du tube. Cela s'observe très bien sur la figure 2.14 qui montre une zone où la déformation est très élevée.

2.2.3 Résultats

2.2.3.1 Compression pure

Précision des essais. La fabrication d'un tube par enroulement nécessite un temps relativement important (~ 1 semaine). Il est donc nécessaire de limiter au maximum le nombre d'essais. Dans un premier temps, cinq tests ont été réalisés sur des éprouvettes avec 3 plis. Ces éprouvettes sont sollicitées en compression pure afin de déterminer la précision des mesures. Il sera ensuite postulé que l'erreur relative obtenue pour ce type d'éprouvette demeure inchangée quelque soit la géométrie de l'éprouvette choisie.

Les résultats sont synthétisés dans le tableau 2.2. La répétabilité des essais est relativement bonne. L'erreur relative obtenue est de 7.5 %. Il sera montré dans les parties suivantes que ce type d'éprouvette casse à cause du flambage. Cette erreur est donc tout à fait acceptable. Il est également conjecturé que cette erreur sera similaire (voire inférieure) si la

Specimen reference	Failure load	Equivalent stress
	kN	MPa
EC01	50	510
EC02	47	479
EC03	51	520
EC04	53	540
EC05	46	469
Moyenne (Erreur %)	49.4 (7.3%)	503 (7.3%)

Tableau 2.2 – Failure load for various specimens of $[0^\circ]_3$ carbon plies

rupture est causée par une limite matériau.

Influence du matériau utilisé pour la réalisation des talons sur le champ de déformations. Les talons, et plus précisément la réduction de plis, engendrent deux phénomènes. Le premier phénomène est lié à la concentration de contraintes générée par la réduction brutale de l'épaisseur du tube. C'est exactement le même type de défaut qui apparaît avec un épaulement sur un arbre. Cette singularité demeure très locale et proche du changement de pli. Le deuxième phénomène est lié à la flexion locale que subit le tube (figure 2.15). Cette flexion est générée puisque la présence de renforts "décale" l'effort de compression vers l'extérieur du tube. On a donc une sollicitation de compression excentrée du plan moyen du tube en carbone et donc une flexion de coque.

Les résultats expérimentaux sont présentés dans la figure 2.16 et confirment les simulations numériques effectuées précédemment (figure 2.12). Les surfaces visualisées sur les images de corrélation représentent approximativement 7 cm de hauteur et 130° de pourtour de l'éprouvette tubulaire. Les résultats présentent les champs de déformations dans la direction du tube juste avant la rupture de l'éprouvette. Il est clairement visible que l'homogénéité du champ de déformations est affectée par les talons.

Il apparaît que les talons en époxy renforcées de micro-billes présentent le champ de déformations le plus homogène. Cela semble cohérent puisque ce type de talon est relativement souple et présente une variation d'épaisseur progressive. Malheureusement il a été montré que ce type de matériau n'était pas acceptable au regard de la condition C_1 (figure 2.11b). Ce type de tube sera donc écarté pour la suite de l'étude.

Les résultats sur le tissu de verre déséquilibré, mais orienté de deux manières différentes, montrent qu'une orientation à 90° donne une homogénéité bien meilleure. Rappelons que le matériau est un tissu verre/époxy déséquilibré avec 83 % de fibres dans la direction chaîne (sens 0°) et 17 % de fibres dans la direction trame (sens 90°). La rigidité est donc beaucoup plus faible dans la direction trame que dans la direction chaîne. Il est donc confirmé expé-

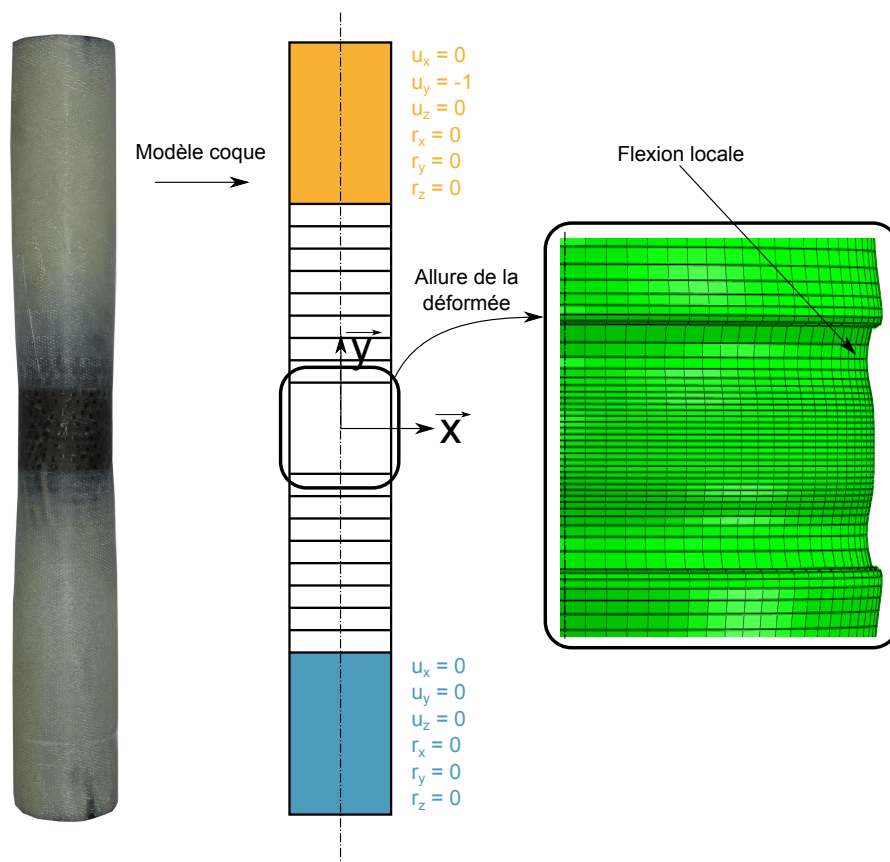


Figure 2.15 – Effet du talon sur la zone de mesure : modélisation qualitative pour l’observation de la déformée au centre du tube.

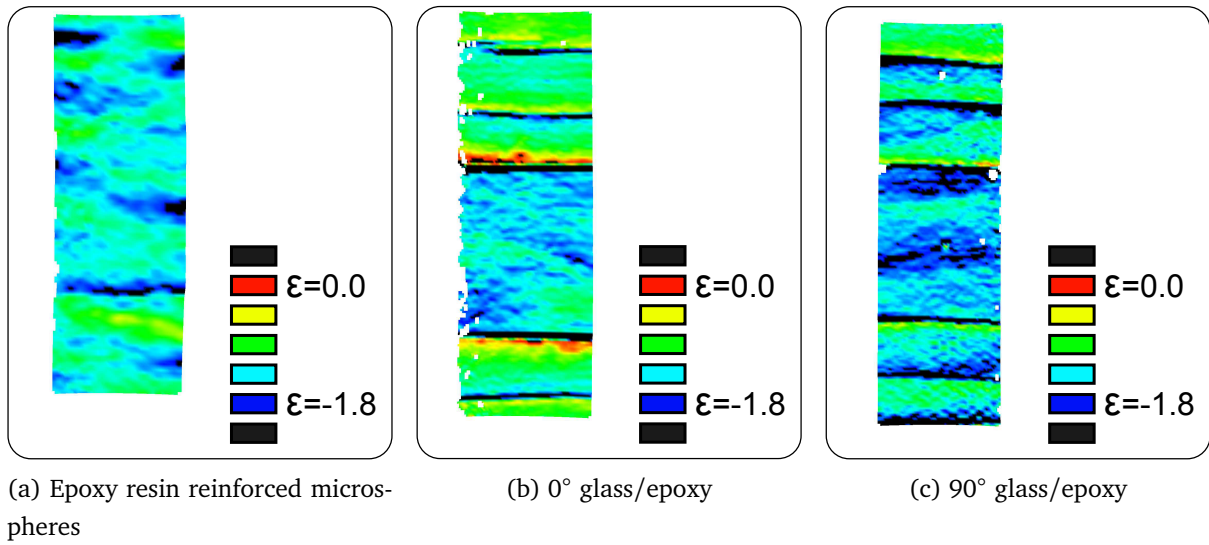


Figure 2.16 – Strain fields ε_{11} obtained by DIC for a 7 ply carbon internal tube with different tabs

rimentalement que plus la rigidité des talons est élevée dans la direction du tube plus les concentrations de contraintes seront importantes.

Pour les prochaines expériences sur tubes, des talons progressifs en tissu verre/époxy où la trame du tissu coïncide avec la direction du tube seront utilisés (notés 90°).

Choix du nombre de plis. Il a été montré (figure 2.13) que le choix du nombre de plis était un paramètre clé concernant la prévention du flambage. Si l'épaisseur du tube est trop faible, le flambage de l'éprouvette empêche la mesure de la contrainte à rupture matériau. Mais si l'épaisseur est trop grande, la fabrication des éprouvettes devient problématique et les capacités des machines d'essais s'avèrent limitées.

Une validation de l'éprouvette est donc proposée. Il s'agit ici de réaliser des essais de compression pure avec différentes épaisseurs de tube et de mesurer l'effort à rupture pour chacun des essais. La contrainte équivalente est ensuite calculée en utilisant l'équation 2.4 et tracée sur la figure 2.17. L'épaisseur des tubes est directement mesurée sur les éprouvettes parce que la qualité du compactage est meilleure lorsque le nombre de plis est petit. Cela signifie que l'épaisseur rapportée à un pli peut sensiblement varier en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette.

Il est donc montré que la contrainte à rupture est quasi invariante lorsque l'épaisseur correspond à plus de 5 plis. Il est décidé de conclure que lorsque le tube possède plus de 7 plis alors le flambage est évité. Cependant la mesure par corrélation d'images (figure 2.18) illustre une autre problématique liée au choix du nombre de plis. Il est visible que l'homogénéité du champ de déformations est meilleure pour un tube carbone de 11 plis.

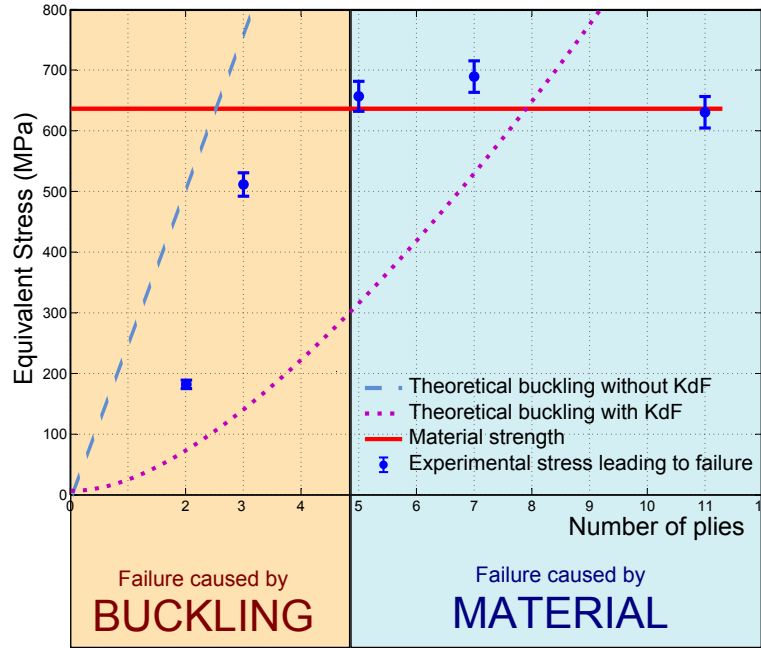


Figure 2.17 – Effet du nombre de plis : validation de l'éprouvette vis-à-vis du flambage.

Cela est essentiellement dû au fait que la raideur des talons devient négligeable lorsque le tube est très épais. La mesure de la contrainte à rupture matériau sera donc meilleure sur ce type d'éprouvette. C'est donc ce type d'éprouvette qui sera utilisé dans la suite.

Comportement du carbone en compression. Les figures 2.16 et 2.18 montrent clairement que le champ de déformations n'est pas parfaitement uniforme dans la zone de mesure. Cela s'explique d'une part parce que le matériau n'est pas parfaitement homogène à cause de l'architecture du tissage. Et d'autre part, parce que les talons affectent le champ de déformations. C'est pour ces raisons qu'une déformation moyennée est calculée pour caractériser le comportement matériau. Cette moyenne est calculée en post-traitant chaque champ de déformations issu de la corrélation d'images *via* MATLAB (Guide, 1998). Cette moyenne est réalisée sur cinq points choisis manuellement dans la zone utile de l'éprouvette.

Cela permet d'obtenir la courbe de la figure 2.19 pour un tube de 11 plis de carbone/époxy avec des talons en verre/époxy. La déformation à rupture dans la direction du tube est $\varepsilon_{min} = -1.35\%$. Cette valeur est proche de la déformation à rupture obtenue pour un essai de traction (Bois, 2003) ($\varepsilon_{max} = 1.5\%$, $\sigma_{max} = 820$ MPa), cependant la contrainte à rupture ($\sigma_{min} = -590$ MPa) est significativement différente due à la non-linéarité du carbone en compression.

Il est proposé d'identifier cette non-linéarité à partir du modèle proposé par Allix *et al.* (1994) (équation 2.7) :

$$\sigma = E(1 + \alpha\varepsilon)\varepsilon \quad (2.7)$$

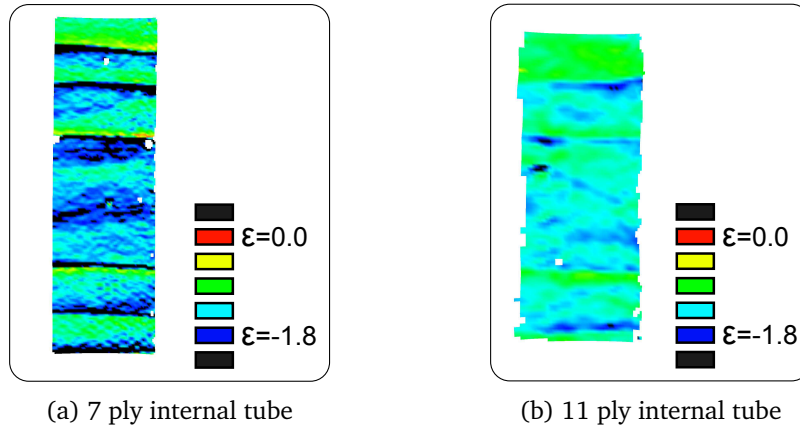


Figure 2.18 – Strain fields ε_{11} obtained by DIC for a 7 and a 11 ply carbon internal tube and reinforced with a 90° glass/epoxy

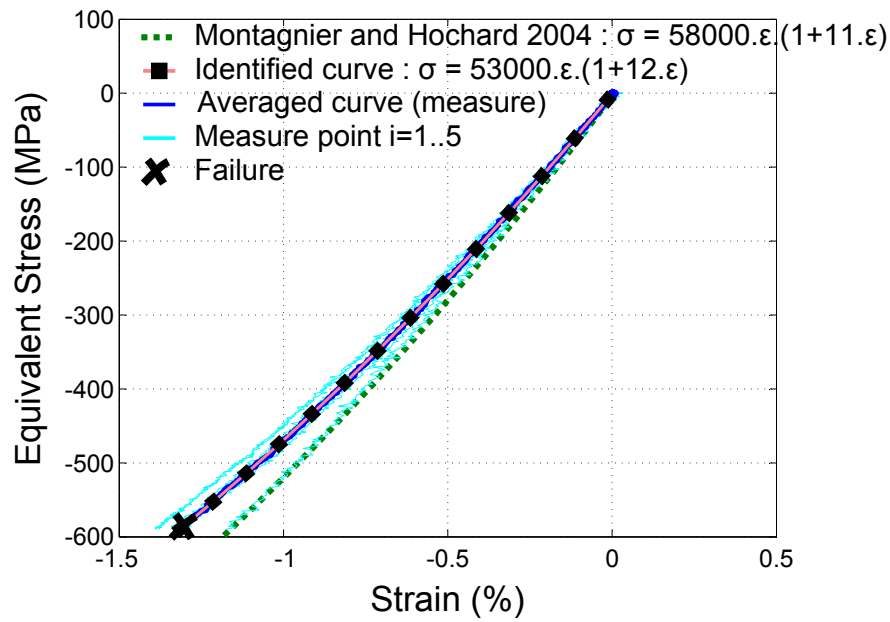


Figure 2.19 – Comportement non linéaire en compression

Les paramètres identifiés sont les suivants :

E (MPa)	Module d'Young	53 000
α	Coefficient de non-linéarité	12

Ce modèle à réduction de rigidité concorde bien avec les résultats expérimentaux (figure 2.19). Il apparaît également que les paramètres identifiés sont proches de ceux déjà mesurés via un essai de flexion par Montagnier et Hochard (2004). Cependant la déformation à rupture n'est pas comparable entre l'essai de compression pure et celui de flexion pure parce

que les effets de gradient jouent un rôle primordial (Grandidier *et al.*, 2012; Drapier *et al.*, 1996; Anthoine *et al.*, 1998; Drapier *et al.*, 1999a; Grandidier, 1991; Drapier *et al.*, 1999b; Wisnom et Atkinson, 1997).

2.2.3.2 Essais sur supports endommagés

Dans cette partie, on travaille sur le même format de tubes que ceux utilisés dans la partie précédente. Ici le protocole est plus complexe puisqu'il faut endommager les tubes avant de les soumettre au chargement de compression. On peut donc séparer l'essai en deux principales étapes (figure 2.20) : un chargement de fatigue en torsion puis un essai classique de compression pure.

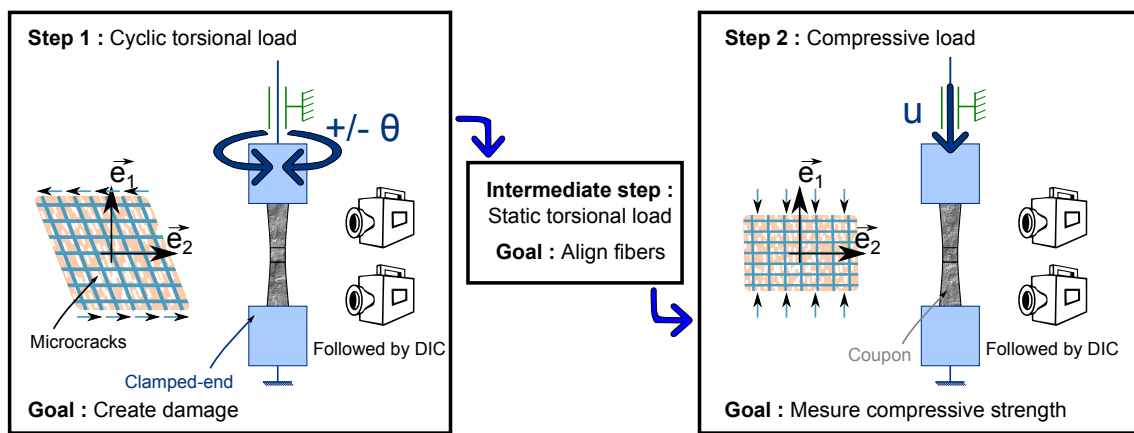


Figure 2.20 – Schématisation du protocole de mesure pour quantifier l'effet de l'endommagement sur la résistance en compression

Introduction de l'endommagement. Dans la première étape, seul l'aspect torsion de la machine est utilisé. Le but recherché est de cisiller la matrice afin de générer de l'endommagement. Le pilotage de la machine s'effectue en rotation imposée à une vitesse de 1 °/s allant de $+\theta$ à $-\theta$. Cette vitesse permet d'une part de faire suffisamment de cycles de torsion dans un temps raisonnable. D'autre part, cette vitesse est relativement faible pour éviter un échauffement trop important de l'éprouvette durant cette phase d'endommagement. Comme discuté dans la partie 2.2.2 concernant l'introduction de l'endommagement, il est nécessaire d'utiliser un chargement cyclique en torsion afin d'obtenir des endommagements élevés sans localisation. Par précaution, la température est contrôlée régulièrement *via* un thermomètre laser pendant l'essai. Cela permet de ralentir la vitesse de rotation si l'échauffement devient trop important.

Cette étape se décompose en plusieurs paliers. Un palier correspond à une sollicitation de 500 cycles à $\pm\theta$. Après chaque palier une mesure de l'endommagement est effectuée avec un

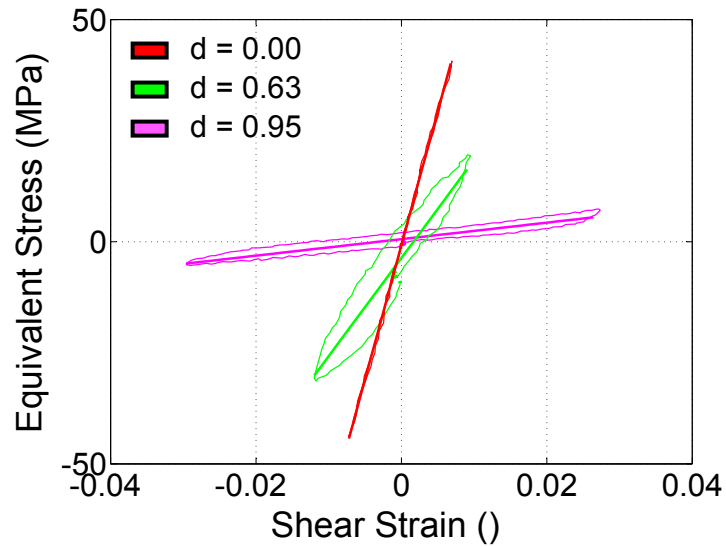


Figure 2.21 – Mesure de l'endommagement

aller-retour lent. Cette étape est suivie et post-traitée en direct par le logiciel de corrélation d'images. Cela donne directement la déformation et la contrainte, ce qui permet la mesure de l'endommagement, *via* la formule suivante, en calculant la baisse de rigidité :

$$d = 1 - \frac{E_{12}}{E_{12}^0} \quad (2.8)$$

Une fois cette mesure de l'endommagement effectuée et si l'endommagement n'est pas suffisant, on réitère un palier de 500 cycles. Ce protocole est répété jusqu'à ce que la valeur de l'endommagement atteigne la valeur désirée.

Les valeurs d'endommagement obtenues sont les suivantes : 0,0.2,0.5,0.6,0.95. La baisse de rigidité est bien visible sur la figure 2.21 (seules trois courbes ont été tracées pour des soucis de visibilité).

Réalignement des fibres. Lorsque la valeur de l'endommagement est considérée comme suffisante, les cycles de torsion sont stoppés et l'étape intermédiaire est débutée. Le but est ici de réaligner les fibres en utilisant la corrélation d'images. La valeur de la déformation de cisaillement dans l'éprouvette est mesurée en prenant comme image de référence la première image de l'étape 1. Cela signifie que l'on mesure la déformation de cisaillement résiduelle après tous les cycles effectués dans la première étape. Si cette valeur de la déformation de cisaillement est trop importante, une rotation des mors de la machine est effectuée pour se rapprocher d'une valeur de déformation de cisaillement nulle dans la zone utile de l'éprouvette. On considère qu'une déformation de cisaillement de moins de 0.05 % est acceptable pour effectuer l'essai de compression. Avec une telle valeur, cela signifie que le désalignement des fibres dans le pli est négligeable en comparaison avec l'inclinaison naturelle des

fibres due à l'architecture du tissage qui de l'ordre de quelques degrés (figure 2.22).

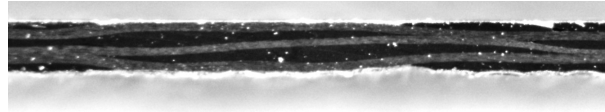


Figure 2.22 – Ondulation naturelle des mèches pour le matériau tissé utilisé

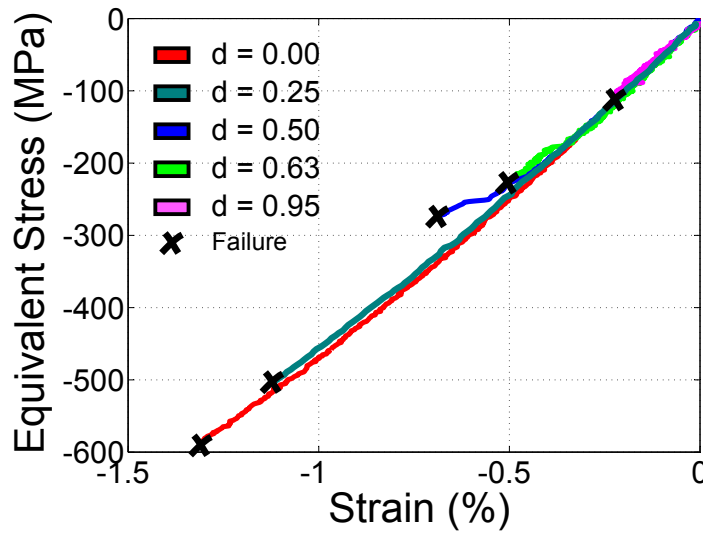
Essai de compression. Durant l'étape 2, l'essai de compression pure est réalisé pour mesurer le comportement en compression et la résistance en compression. Cette étape est réalisée en déplacement imposé avec un pilotage en déplacement des mors de la machine à une vitesse de 1 mm/min. Le champ de déformations sur la surface du tube est suivi par corrélation d'images. La prise d'images est fixée à 2 images/s. Cette vitesse est adaptée pour suivre le comportement du matériau pendant le test mais elle est beaucoup trop lente pour observer les mécanismes de ruine.

Les résultats des essais sont présentés sur la figure 2.23. Il apparaît que le comportement non-linéaire identifié précédemment sur des éprouvettes saines n'est pas modifié lorsque l'endommagement augmente. Cela vient essentiellement du fait que la rigidité du tube est assurée par la présence des fibres dans la direction longitudinale. Ces fibres ne sont pas altérées pendant les cycles de torsion, et c'est pour cette raison que la rigidité n'est pas modifiée. Il est cependant visible que la résistance en compression est fortement modifiée lorsque l'endommagement augmente. Cette observation confirme bien que c'est l'état de la résine qui fixe la résistance en compression. Et que le mode de rupture est bien lié à une instabilité à l'échelle microscopique (échelle fibre ou mèche (De Carvalho *et al.*, 2011)).

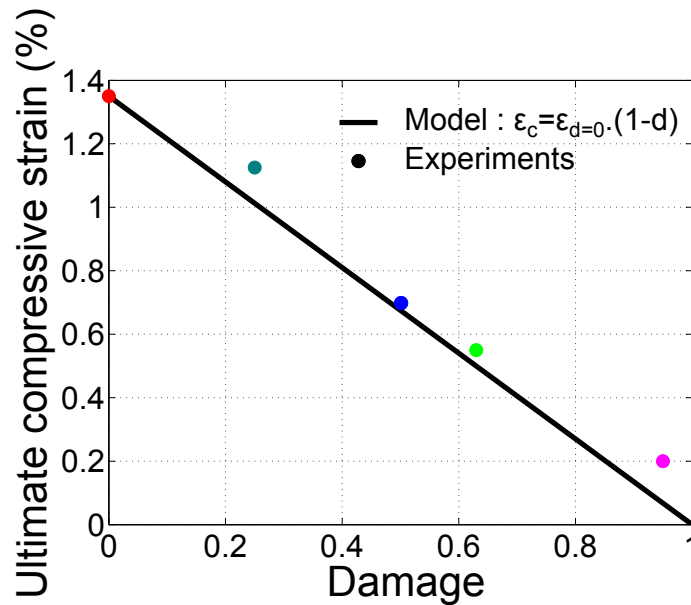
La rupture des mèches a bien été observée lorsque l'endommagement est important (figure 2.24). Lorsque l'endommagement est important la rupture est beaucoup plus progressive, l'énergie dissipée étant plus faible. Cela permet donc une bonne observation des mécanismes de ruine.

2.2.4 Proposition d'un modèle

La figure 2.23b présente l'effet de l'endommagement sur la résistance en compression. Une réduction progressive de la résistance est observée lorsque l'endommagement augmente. Pour l'instant, un modèle linéaire est présenté (Eyer *et al.*, 2014, 2015b). Ce modèle est en accord avec les micro-modélisations étudiées dans la partie bibliographique (Rosen, 1964). La rupture semble donc bien être la conséquence d'un micro-flambage de fibres. Cependant l'échelle de ce micro-flambage n'est pas évidente et nécessiterait des observations



(a) Comportement en compression pour divers état d'endommagement



(b) Effet de l'endommagement sur la résistance en compression

Figure 2.23 – Effet de l'endommagement sur la compression sens fibre

in situ pour trancher. Du point de vue des micro-modèles, que l'on suppose que c'est le flambage d'une fibre ou d'un ensemble de fibres, la prédiction théorique reste la même.

Compte-tenu du mode d'apparition des micro-fissures (qui correspondent à l'endommagement), il nous semblerait plus judicieux de parler du flambage d'un groupe de fibres que d'une fibre seule. Il est en effet admis (Blasquez *et al.*, 2009) qu'il existe une longueur caractéristique qui pilote l'espacement entre les micro-fissures (figure 2.25). Il nous semble donc que dans ce type de configuration, l'ensemble des fibres à proximité d'une micro-fissure serait à même de flamber. Ce micro-flambage, localisé à proximité d'une micro-fissure, semble

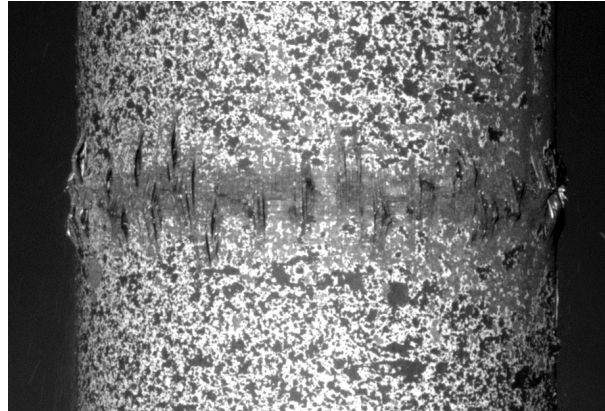


Figure 2.24 – Faciès de rupture pour un endommagement important ($d = 0.95$)

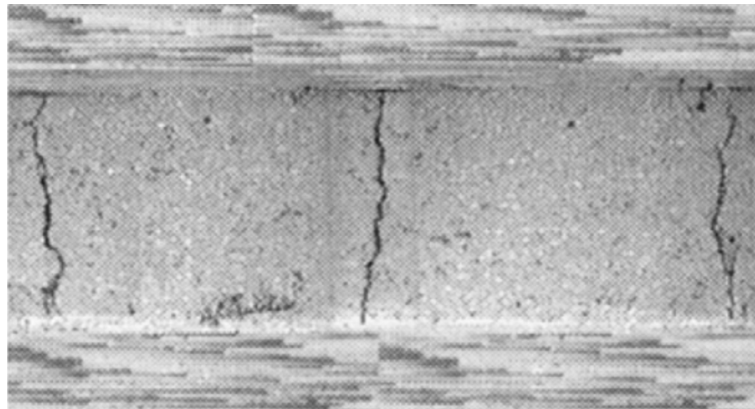


Figure 2.25 – Micro-fissures sur un empilement $[0,90]$ (Blasquez *et al.*, 2009)

donc propice à l'apparition d'une bande de glissement puis à sa propagation. Ce qui entraînerait rapidement la ruine du pli.

Résumé des résultats obtenus :

Comportement non-linéaire en compression : $\sigma_{11} = E_{11} \cdot (1 + \alpha \varepsilon_{11}) \varepsilon_{11}$
 $E_{11} = 53000 \text{ MPa}$
 $\alpha = 11$

Mesure de la déformation minimale : $\varepsilon_{min}^{d=0} = 1.3 \%$

Critère fonction de l'endommagement : $\varepsilon_{min}^d = \varepsilon_{min}^{d=0} \cdot (1 - d)$

2.3 Essais sur éprouvettes avec concentrations de contraintes

Dans le cas de la traction, il est bien connu que les effets de gradients (dans le cas d'une plaque trouée par exemple) jouent un rôle important dans la prédiction de la rupture (Whitney et Nuismer, 1974; Hochard *et al.*, 2007). Il est en effet impossible de prédire les charges à rupture à partir d'un simple critère prenant seulement en compte la déformation maximale dans la direction des fibres. Ce type d'approche mènerait inconditionnellement vers une sous-estimation des capacités de la structure. Afin de répondre à ce problème, plusieurs approches peuvent être utilisées. Les deux approches que nous utiliserons seront des méthodes basées sur l'introduction d'une longueur caractéristique. L'avantage de ces méthodes est d'une part leur simplicité et d'autre part leur vision pragmatique de la rupture à l'échelle *macro*. Il est en effet pressenti (Whitney et Nuismer, 1974) que pour qu'il y ait rupture du matériau, il faut à la fois une amorce de rupture (porosité, amas de résine, fibre rompue...) et une sollicitation suffisante. Ainsi ce type de critère stipule (en restant avec une approche très générale) qu'il n'y a rupture du matériau que si la structure est suffisamment sollicitée dans une zone suffisamment grande. Cette zone est définie par la longueur caractéristique. Autrement dit, plus la zone sollicitée est grande, plus il y aura de chance de rencontrer un défaut provoquant la rupture.

Dans le cas de notre étude, nous allons donc tout d'abord identifier ces méthodes non-locales dans le cas de la compression sur des éprouvettes saines. L'identification nécessite deux essais afin d'accéder à la longueur caractéristique et à la déformation à rupture. Ces deux essais s'effectuent avec des éprouvettes de géométries différentes afin d'obtenir des champs de déformations différents. Ensuite, une troisième éprouvette (avec une troisième géométrie) sera nécessaire afin de valider cette identification. Ces mêmes éprouvettes seront ensuite étudiées avec un endommagement préalable. Cela permettra de quantifier l'influence de l'endommagement sur les paramètres du critère de rupture.

Les éprouvettes utilisées ici sont des barreaux épais avec différentes concentrations de contraintes (figure 2.26). Le matériau est un unidirectionnel issu de la compagnie Hexcel. La matrice est une résine époxy polymérisant à 180° de désignation M21. La fibre est référencée T700GC. L'épaisseur de la nappe est de 0.134 mm. L'épaisseur du barreau a été dimensionnée pour éviter le flambage en prenant un grand coefficient de sécurité à partir d'un simple calcul de flambage d'Euler. Il y a donc 52 plis disposés par succession de plis à 0° et 90° ($[0;90]_{13S}$). Il sera montré que cet empilement est indispensable pour pouvoir endommager l'éprouvette avant la compression. La fabrication est ici très classique (fabrication de la plaque sous autoclave). Une plaque de grande dimension (900x400 mm²) a

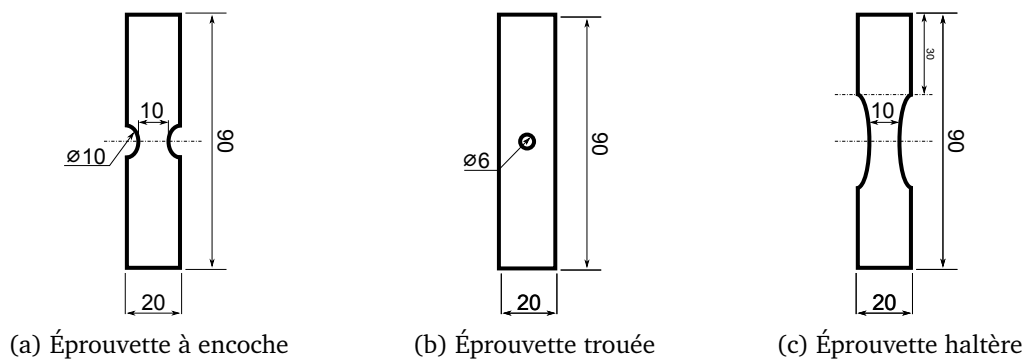


Figure 2.26 – Différentes éprouvettes pour étude de l'effet du gradient dans le plan

été fabriquée et cuite à l'autoclave suivant le cycle préconisé par le fournisseur du matériau. Cette plaque référence est notée P0. À partir de cette plaque de multiples éprouvettes seront découpées.

2.3.1 Étude préliminaire de faisabilité

Ce premier travail vise à étudier la rupture de barreaux sains afin de montrer que les moyens utilisés permettent bien d'identifier les paramètres du critère de rupture. L'étude se scindera en deux étapes. Dans un premier temps, c'est la validation des éprouvettes et de l'essai au regard des conditions C_i énoncées précédemment qui sera examinée. Dans un second temps, la possibilité d'accéder aux paramètres de rupture sera analysée et la cohérence des résultats obtenus sera vérifiée.

2.3.1.1 Dimensionnement des barreaux

Il faut vérifier ici (comme pour les tubes) que le mode de rupture que l'on obtient lors de l'essai de compression pure est bien lié à la rupture du matériau et non pas à des effets de structure parasites. Par contre dans cette seconde partie, on souhaite que le champ de déformations dans l'éprouvette ne soit pas constant mais qu'il présente des gradients importants. On démontrera qu'une prédiction avec un simple relevé de la déformation maximale n'est pas efficace. Il sera donc nécessaire d'utiliser des critères de rupture non-locaux.

C_1 - La rupture doit apparaître dans la zone utile de l'éprouvette. Pour ce faire, trois types d'éprouvettes sont définies. Deux des éprouvettes sont découpées en forme d'haltère avec des rayons différents et la dernière est trouée au centre. Le choix des rayons de courbure n'est pas évident. Si le rayon de courbure est trop grand la contrainte proche des mors

est plus grande que la contrainte que l'on obtient au centre de l'éprouvette. De ce fait, la rupture apparait de manière privilégiée à l'encastrement. Par essais-erreurs, les expériences ont débouché sur des rayons d'environ 3 mm (pour le barreau troué), 5 mm (pour le barreau à encoches) et 25 mm (pour le barreau en haltère).

C_2 - Le champ de contraintes doit être mesurable dans la zone utile. Dans la partie précédente, on souhaitait un champ homogène pour que la résolution du calcul inverse soit simple. Dorénavant, le but de l'étude est de caractériser les effets de structure. Il faut donc des variations de déformations dans le plan et que celles-ci soient mesurables. Une camera de bonne résolution (5 Mpixels), une optique de qualité supérieure et un mouchetis plus fin ont été utilisés afin d'avoir une mesure relativement précise au voisinage de la concentration de contraintes.

C_3 - Les ruptures initiées par du flambage doivent être évitées. Pour valider ce critère, une méthode proche de celle utilisée pour la validation des éprouvettes tubulaires est utilisée. Pour ces éprouvettes, le flambage est un flambage global de la structure (de type flambage de poutre ou flambage d'Euler). Jouer sur l'épaisseur afin de valider l'éprouvette est peu efficace et pose des problèmes quant à la réalisation des éprouvettes (les éprouvettes étant découpées à partir de la plaque référence P0 d'épaisseur constante). Il a finalement été décidé de jouer sur la longueur utile. Dans le cas d'une poutre encastree-encastree, il est bien connu que la charge critique de flambage (pour un flambage linéarisé) est donné par la formule suivante :

$$F_{buckle} = \frac{\pi^2 EI}{4L^2} \quad (2.9)$$

Soit en terme de contrainte équivalente (ce qui suppose que les deux premiers critères soient remplis) :

$$\sigma_{buckle} = \frac{\pi^2 EI}{4SL^2} \quad (2.10)$$

Le rayon de courbure (25 mm) est maintenu constant pour les éprouvettes de longueurs différentes (la section S correspond à la section minimale au centre de l'éprouvette). La longueur correspond à la distance entre les deux mors de la machine.

Si la longueur de la zone utile est trop grande alors la rupture sera initiée par le flambage de la barre. Si la longueur est suffisamment faible, alors la rupture sera le fruit d'une rupture matériau. Les résultats sont synthétisés sur la figure 2.27. Ils montrent bien que pour une éprouvette suffisamment courte, le flambage peut être écarté. Dans la suite de l'étude, des barreau de 90 mm seront exclusivement utilisés.

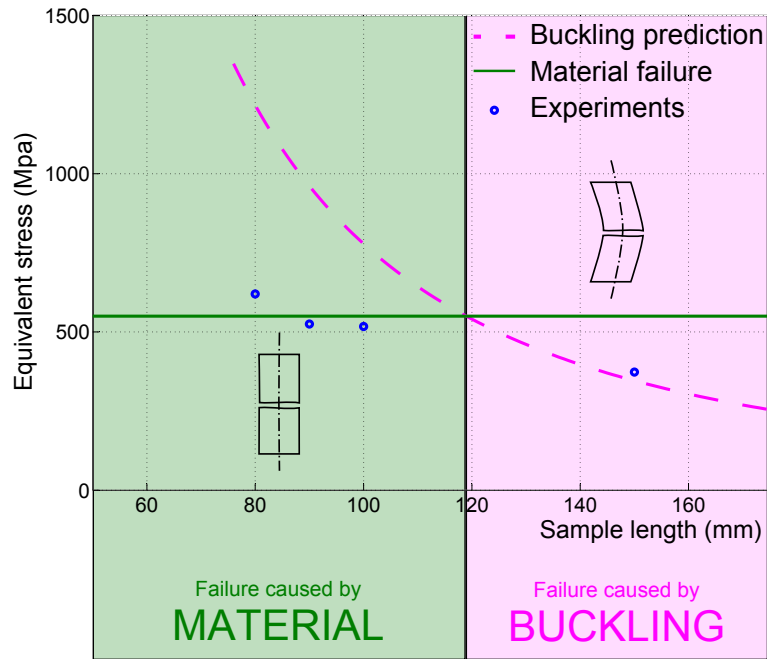


Figure 2.27 – Contrainte à rupture variant en fonction de la longueur de la barre

2.3.1.2 Critère de rupture non-local appliqué à des éprouvettes saines

Le dimensionnement par un critère local ne fournit jamais de bons résultats et sous-estime fortement la capacité de la structure. Une solution fréquemment utilisée est d'utiliser un critère non-local ([Hochard et al., 2007](#)). Le but n'est pas ici de fournir une analyse complète des méthodes existantes en matière de dimensionnement de structure. Un outil efficace pour la prédiction de la contrainte à rupture est simplement nécessaire. Les deux méthodes classiquement utilisées sont d'une part la méthode *average stress* et d'autre part la méthode *point stress*.

Au premier ordre, ces deux méthodes donnent le même résultat avec un facteur deux sur la longueur caractéristique ($L_{cA-S} = 2L_{cP-S}$). En pratique, la méthode *average stress* est plus robuste puisque la sensibilité envers la longueur caractéristique est plus faible. Pour des singularités fortes, la variation du champ est grande. Cela implique donc qu'une erreur (même faible) sur l'identification du paramètre L_{cP-S} mène à une erreur plus importante sur la prédiction de la charge à rupture. Cependant la méthode *average stress* nécessite la connaissance du champ de contraintes très localement au niveau du trou afin de calculer la contrainte moyenne. Cela pose donc un problème vis-à-vis de la capacité à effectuer une mesure en local. *A contrario*, avec la méthode *point stress*, il est simplement nécessaire de pouvoir réaliser la mesure à une distance fixée de la concentration de contraintes, cette distance étant la longueur caractéristique.

Selon [Whitney et Nuismer \(1974\)](#), la physique de ces méthodes est intimement liée aux imperfections présentes dans le matériau. Cela suppose que pour qu'il y ait rupture, il faut

d'une part que la contrainte soit suffisamment élevée et d'autre part que le nombre des défauts soient suffisants. Afin de prédire la rupture, il faut donc définir une limite matériau (qui peut se mesurer par un essai homogène) et une zone dans laquelle suffisamment de défauts sont présents (zone définie par la longueur caractéristique).

Dans ce travail, les critères de rupture utilisés seront de type *average stress* et *point stress* mais ils seront écrits en terme de déformation. Cela permettra un post-traitement plus rapide puisque c'est directement la déformation qui est mesurée. De plus cette écriture est équivalente avec une écriture en contrainte (dans ce cas-là) puisque le problème est 1D.

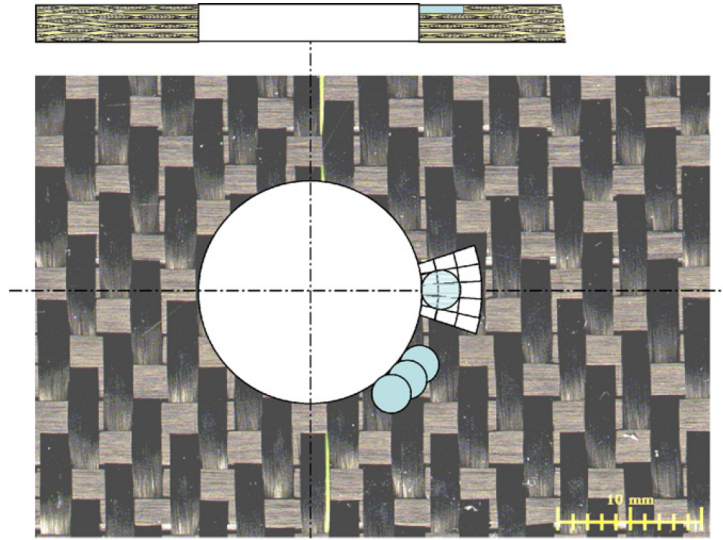
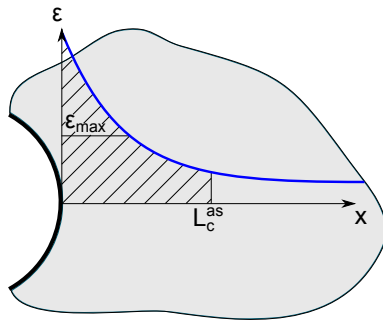


Figure 2.28 – Volume caractéristique utilisé au laboratoire (Hochard *et al.*, 2007)

Méthode *average stress*. Cette méthode considère que pour qu'il y ait rupture, il faut que la contrainte moyenne dans un espace borné défini par la longueur caractéristique soit égale à la contrainte ultime du matériau mesurée par un essai homogène. Il s'agit donc d'identifier les coefficients ε_{max} et L_{cA-S} tels que (dans le cas 1D) :

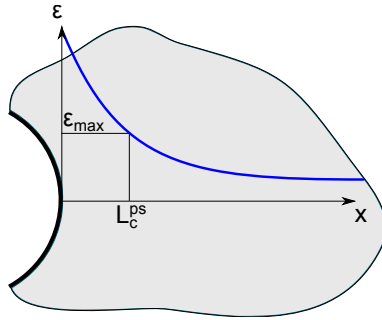


$$\frac{1}{L_{cA-S}} \int_0^{L_{cA-S}} \varepsilon(x) dx = \varepsilon_{max} \quad (2.11)$$

La figure ci-dessus montre le cas simple d'un problème à une seule dimension. Pour répondre à des problèmes plus complexes, un critère non-local de type *average stress* a été développé au laboratoire (Hochard *et al.*, 2007). Ce critère, implémenté dans le logiciel ABAQUS, permet d'effectuer la moyenne à l'intérieur d'un volume 3D. Le volume proposé

est un cylindre dont le diamètre est la longueur caractéristique et dont la hauteur correspond à l'épaisseur du pli (représenté sur la figure 2.28).

Méthode point stress. Cette seconde méthode stipule que la contrainte localisée au niveau de la concentration n'a pas de sens physique et qu'il est plus judicieux d'utiliser la contrainte plus loin du bord. Physiquement cela signifie qu'au voisinage de ce point, le matériau est suffisamment sollicité et que cette distance permet la présence d'un nombre de défauts suffisants. Dans ce cas là, il est donc nécessaire d'identifier les paramètres ε_{max} et L_{c-p-s} tels que (dans le cas 1D) :



$$\varepsilon(L_{c-p-s}) = \varepsilon_{max} \quad (2.12)$$

Méthode d'identification. On présente ici la méthode utilisée pour identifier les paramètres de rupture pour les critères non-locaux. La problématique est en lien avec la capacité à effectuer une mesure proche du bord. Pour une caméra classique, de l'ordre du mégapixel et pour une éprouvette de quelques dizaines de centimètres (20x10 cm²), un pixel mesure environ 0.1 mm. Il faut au moins une dizaine de pixel pour une corrélation de qualité, cela signifie qu'il est impossible de faire une mesure à une résolution inférieure à 1 mm. La longueur caractéristique étant de cet ordre de grandeur (Hochard *et al.*, 2007), cela pose un vrai problème de mesure en local.

Il est donc choisi d'interpoler les résultats de la corrélation d'images par un polynôme de degré 4 (en accord avec Whitney et Nuismer (1974)). Cette interpolation a deux fonctions principales. La première est qu'elle permet de lisser la mesure et ainsi d'identifier les paramètres du critère plus simplement. La deuxième fonction principale est très intimement liée à la capacité de mesure en local. Il apparaît que malgré l'utilisation de matériel optique de qualité, la mesure proche de la singularité par corrélation d'images est complexe. Il faut donc nécessairement postuler l'évolution de la déformation au voisinage de la singularité pour calculer la moyenne nécessaire pour appliquer les critères de rupture. Cela s'effectue via l'interpolation suivante :

$$\varepsilon_i(x) = a_i x^4 + b_i x^3 + c_i x^2 + d_i x + e_i \quad (2.13)$$

où les coefficients du polynôme sont identifiés à partir de la mesure de champ.

Ici les ε_i représentent les champs de déformations obtenus pour les différentes concen-

trations obtenues sur les différentes éprouvettes. Par contre les paramètres $L_{c_{p-s}}$, $L_{c_{a-s}}$, et ε_{max} ne sont fonctions que du matériau, on peut donc écrire :

$$\varepsilon_{max} = \frac{1}{L_{c_{a-s}}} \int_0^{L_{c_{a-s}}} \varepsilon_1(x) dx = \frac{1}{L_{c_{a-s}}} \int_0^{L_{c_{a-s}}} \varepsilon_2(x) dx = \dots = \frac{1}{L_{c_{a-s}}} \int_0^{L_{c_{a-s}}} \varepsilon_i(x) dx \quad (\text{average stress}) \quad (2.14)$$

$$\varepsilon_{max} = \varepsilon_1(L_{c_{p-s}}) = \varepsilon_2(L_{c_{p-s}}) = \dots = \varepsilon_i(L_{c_{p-s}}) \quad (\text{point stress}) \quad (2.15)$$

Concernant l'identification du *point stress*, il suffit de tracer la déformation dans la direction de l'éprouvette au voisinage du trou. Ces courbes vont concourir en un point. L'abscisse du point d'intersection donne la longueur caractéristique et l'ordonnée donne directement la déformation à rupture.

Pour l'identification des paramètres pour le *average stress*, il est donc directement possible de tracer la courbe $\bar{\varepsilon} = \frac{1}{L_c} \int_0^{L_c} \varepsilon_i(x) dx = f(L_c)$. Le point d'intersection des courbes correspondant aux différentes éprouvettes permettra d'accéder à la longueur caractéristique ainsi qu'à la déformation à rupture.

Résultats sur éprouvettes saines. La figure 2.29 montre le champ de déformations dans la direction de l'éprouvette ainsi que la mesure de cette déformation le long de l'axe des abscisses. La concentration de contraintes est bien visible sur la mesure de champ, ce qui confirme d'une part que l'on sera en capacité de faire une mesure performante et d'autre part que la rupture interviendra bien dans la zone utile de l'éprouvette. Le tracé de la déformation suivant l'axe \vec{x} montre bien que la mesure est bruitée et que nos moyens de mesure ne permettent pas de faire directement une mesure locale au bord de l'éprouvette. Pour autant, l'interpolation d'ordre 4 proposée interpole bien la courbe. Afin de baisser les incertitudes de mesure, il est possible de faire une moyenne suivant différentes sections d'ordonnées différentes mais proches de la concentration de contraintes.

Les figures 2.30a et 2.30b montrent les résultats des mesures effectuées sur différents échantillons (figure 2.31). Les courbes tracées correspondent aux mesures post-traitées, c'est-à-dire moyennées puis interpolées. Ces courbes montrent bien qu'un critère non-local est nécessaire. Les déformations au bord sont en effet très différentes pour les trois éprouvettes (de 1.6 % à 2.5 %).

Concernant l'identification du *point stress*, il apparaît bien que les différentes courbes s'intersectent en un point unique. La mesure permet donc rapidement d'identifier les paramètres non-locaux de la rupture matériau : $L_{c_{p-s}} \sim 0.4$ mm et $\varepsilon_{min} \sim -1.5$ %. On comprend bien ici que l'identification est très sensible à la mesure. Compte-tenu du gradient important, une erreur, même faible, donne très rapidement une erreur d'identification importante.

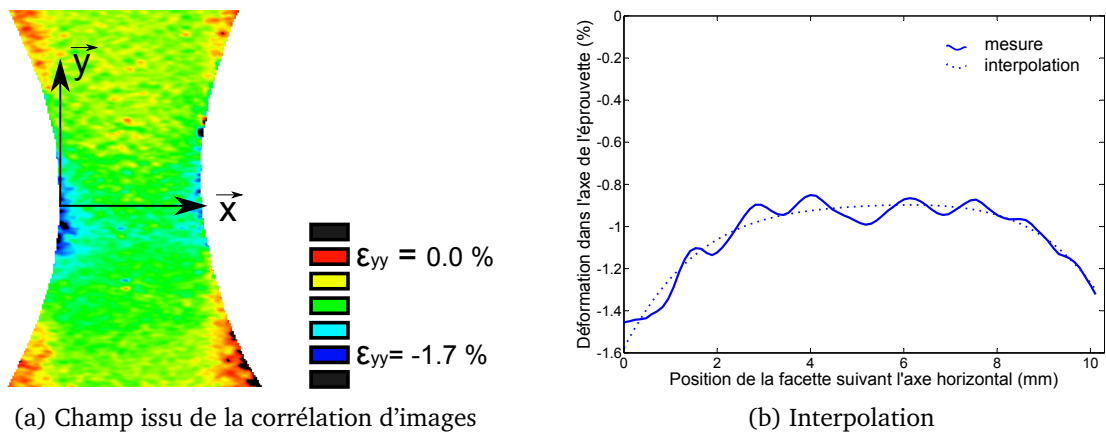


Figure 2.29 – Interpolation du champ de déformation pour une éprouvette haltère

Pour l'identification des paramètres de la méthode *average stress*, le fait d'utiliser une identification polynomiale permet un calcul trivial de la déformation moyenne sur la longueur caractéristique. Ici aussi, les courbes s'intersectent bien en un point unique. L'identification donne donc directement $L_{cA-S} \sim 1$ mm et $\varepsilon_{min} \sim -1.5$ %. Dans ce cas-là, une erreur de mesure a moins d'influence sur l'identification des paramètres, ce qui fait que cette méthode est plus robuste que la méthode *point stress*. La longueur caractéristique mesurée ici est proche des valeurs usuellement mesurées en traction (Hochard *et al.*, 2007).

D'un point de vue physique, la présence d'une longueur caractéristique pourrait s'expliquer par le fait que les fibres se stabilisent entre elles. Lorsqu'il y a concentration de contraintes, seule une partie des fibres est suffisamment chargée pour pouvoir flamber. Les fibres adjacentes restent stables et empêchent donc le premier tas de fibres de s'effondrer (Fleck *et al.*, 1995; Wisnom, 1999; Fleck et Shu, 1995). Cela confirme bien ce qui a déjà été observé dans le cas hors plan par Drapier *et al.* (1996) concernant l'effet du gradient dans l'épaisseur ainsi que le rôle stabilisateur des plis accolés au pli soumis à de la compression pure. Dans le cas de Grandidier *et al.* (2012), une longueur caractéristique hors plan est introduite qui dépend donc des plis adjacents. Dans notre cas, la longueur caractéristique reste fonction du pli étudié (et non pas des plis adjacents) puisque le phénomène mis en évidence reste dans l'épaisseur d'un pli. Une autre explication physique est proche de celle énoncée en traction par Whitney et Nuismer (1974). Il faut considérer ici que pour initier le flambage d'un paquet de fibres, il est nécessaire d'avoir suffisamment de défauts au voisinage d'un ensemble de fibres suffisamment sollicité et propice à flamber. Les défauts peuvent être de type divers : amas de résine, mauvais alignement de fibre, microfissure, etc... Sans prendre en compte ces défauts, la charge à rupture est fortement surestimée (Rosen, 1964).

	Méthode <i>Point stress</i>		Méthode <i>Average stress</i>	
Endommagement	ε_{min} (%)	L_c (mm)	ε_{min} (%)	L_c (mm)
$d = 0$	-1.44	0.41	-1.45	0.98

Tableau 2.3 – Récapitulatif des résultats obtenus sur des éprouvettes saines - Cas avec concentrations de contraintes

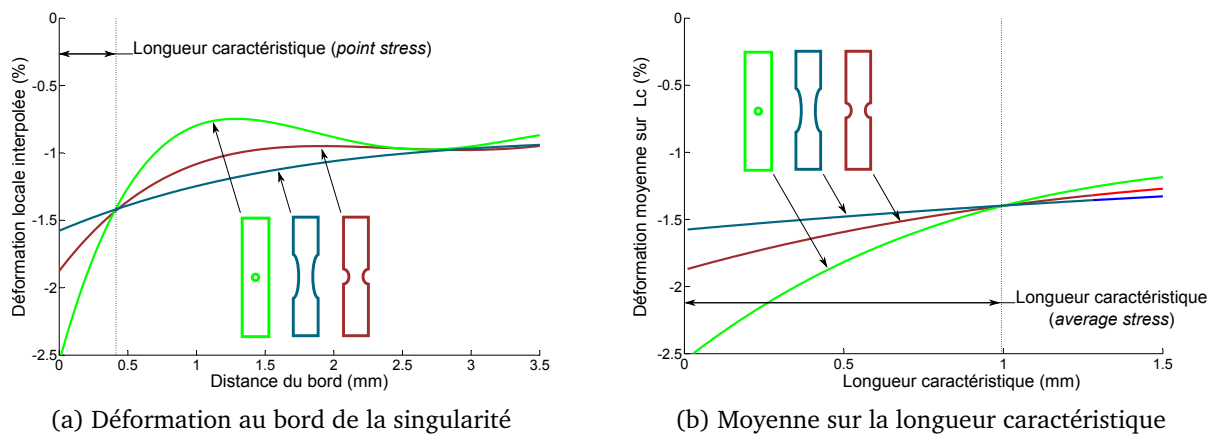


Figure 2.30 – Identification expérimentale des paramètres du critère de rupture non-local

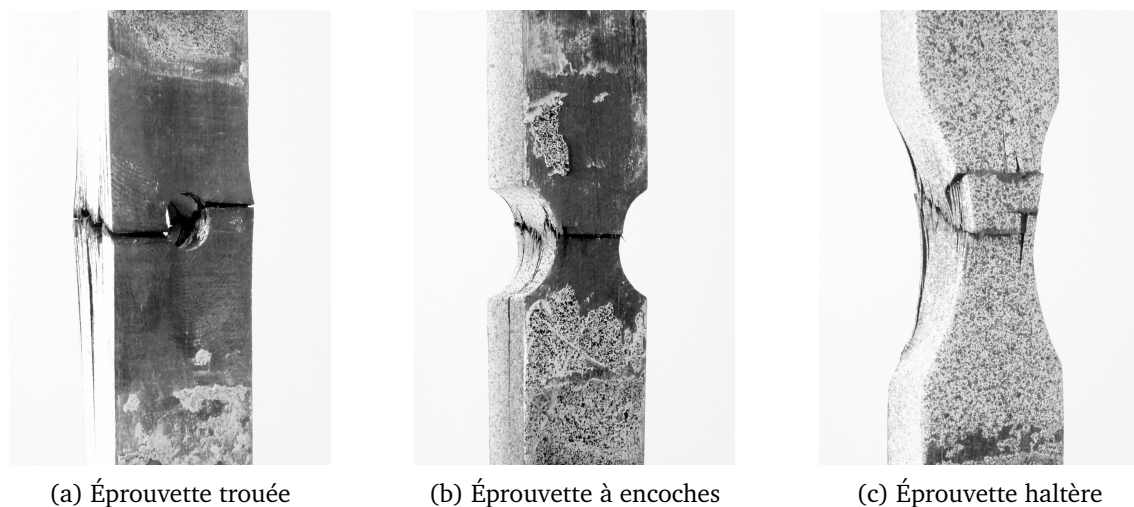


Figure 2.31 – Photos *post mortem* des éprouvettes avec concentrations de contraintes

2.3.2 Introduction de l'endommagement

Afin de quantifier l'effet de l'endommagement sur la résistance en compression, une grande plaque va être fabriquée puis successivement découpée et sollicitée dans différentes directions.

Préparation des plaques pour l'introduction de l'endommagement. Dans un premier temps la plaque P0 est découpée en plusieurs bandes (notées Pi) à 45° afin d'obtenir un empilement à $\pm 45^\circ$ (figure 2.32).

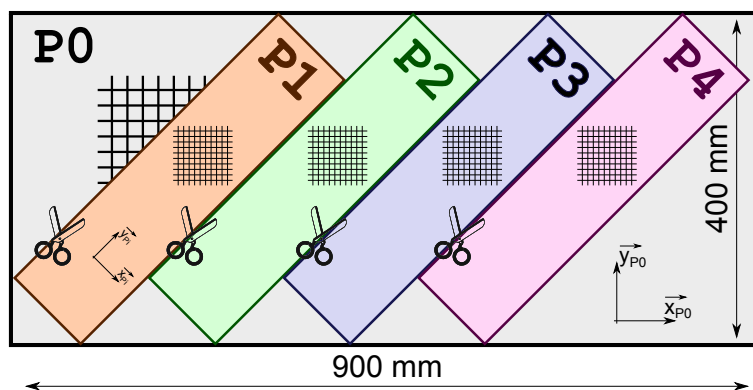


Figure 2.32 – Découpe de la plaque référence P0 $([0;90]_{13S})$

Introduction de l'endommagement. Les plaques Pi sont sollicitées en fatigue afin d'introduire de l'endommagement (figure 2.33). Le matériau utilisé n'a jamais été étudié en détail au laboratoire, c'est pourquoi une éprouvette de "calibration" est nécessaire. La figure 2.34 montre l'éprouvette "test" à $\pm 45^\circ$ (Ptest) utilisée pour calibrer les cycles nécessaires pour endommager les grandes éprouvettes. Cela permet de connaître *a priori* le nombre de cycles à appliquer afin d'obtenir l'endommagement souhaité. Il a été choisi de travailler à contrainte constante (100 MPa dans le repère du stratifié). Afin de conserver l'intégrité de l'éprouvette, même pour des endommagements importants, des limites en déplacement sont imposées à la machine. Il est pressenti que pour éviter une rotation trop importante des fibres, un ratio $R_0 = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{min}} = -1$ serait optimal pour les cycles de fatigue. Cependant cela est impossible à réaliser sans un flambage de l'éprouvette pour des contraintes négatives. Il a donc été choisi d'utiliser un ratio $R_0 = +\infty$ ($\sigma_{min} = 0$). La rupture de l'éprouvette Ptest est apparue pour 550 kcycles à une vitesse de 5 Hz. Cela donne un ordre de grandeur pour le pilotage des grandes éprouvettes Pi.

Dans un premier temps, une plaque d'épaisseur constante a été utilisée. Cela a mené à une rupture précipitée de l'éprouvette (~ 30 kcycles, figure 2.35). Cela semble être dû en partie aux mors de la machine. Ces derniers ne font que 40 mm de large alors que la plaque

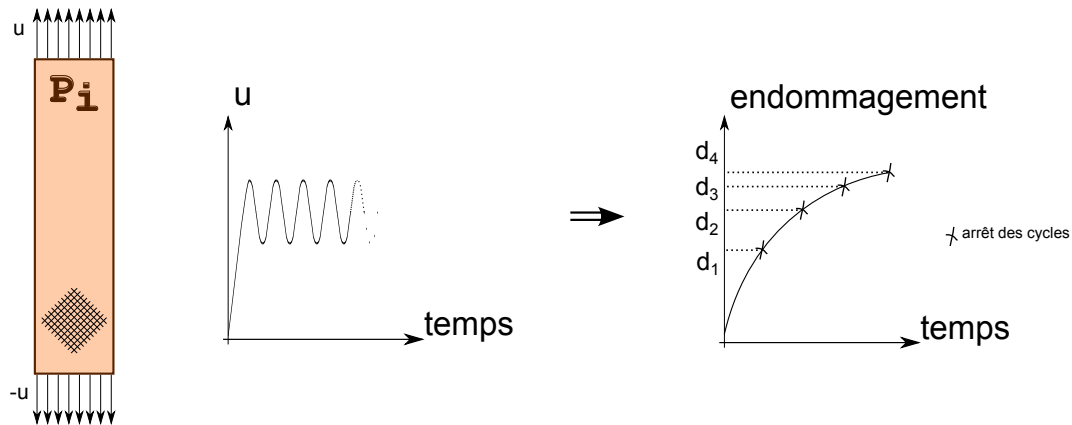


Figure 2.33 – Introduction de l'endommagement pour chacune des plaques P_i

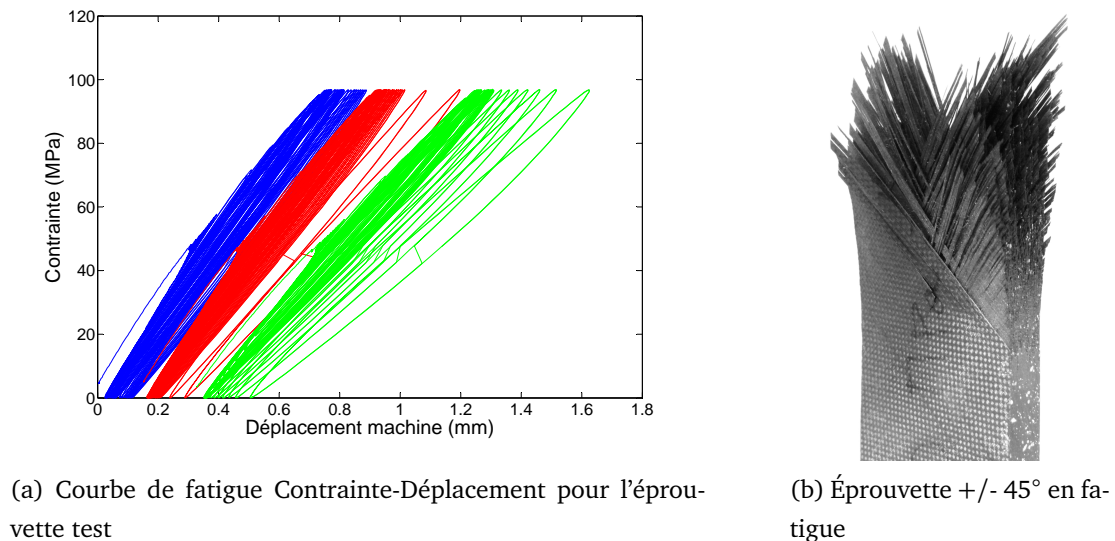


Figure 2.34 – Essai de calibrage : fatigue sur éprouvette à $\pm 45^\circ$

fait environ 90 mm de large. Cette différence introduit des effets de bords sévères qui localisent l'endommagement rapidement. Cela s'observe très bien sur la mesure de champ (figure 2.36). Afin d'atteindre des valeurs d'endommagement plus importantes, il a été décidé de renforcer les extrémités des éprouvettes par des talons en tissu carbone/époxy. De plus un montage en acier a été réalisé afin de répartir l'effort de serrage sur la totalité de la largeur de l'éprouvette.

Éprouvette de compression pure. Dans chacune des plaques P_i de petits barreaux P_{ij} sont découpés pour réaliser des essais de compression pure (figure 2.37). Ces éprouvettes sont découpées à 45° afin de bien réaliser l'essai de compression pure dans la direction des fibres. L'alignement des fibres est surveillé par corrélation d'images (rotation entre trois points du mouchetis). Cette rotation n'excède jamais quelques dixièmes de degré, ce qui est



Figure 2.35 – Plaque P1 avec rupture localisée proche des mors

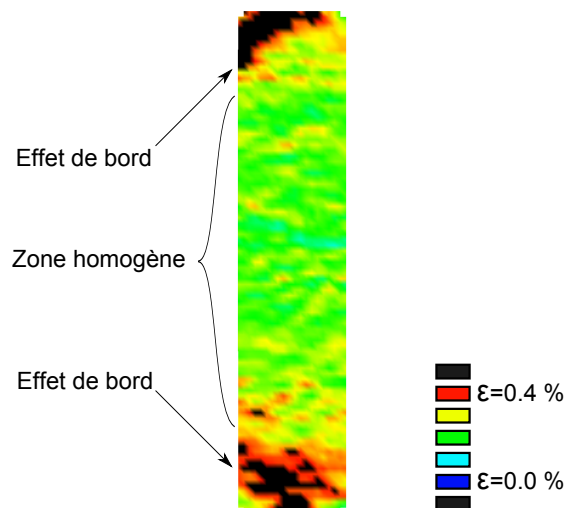


Figure 2.36 – Mesure par corrélation d'images : déformation suivant la direction verticale

négligeable en comparaison avec la qualité du processus de fabrication.

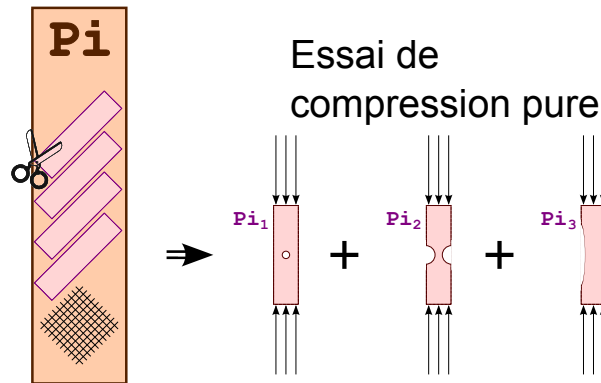


Figure 2.37 – Essai de compression pour chaque barreau P_i

2.3.3 Résultats sur éprouvettes endommagées

2.3.3.1 Cas d'un endommagement faible ($d \sim 0.2$)

Le cas d'une série d'éprouvettes faiblement endommagées a été traité préalablement à l'étude des endommagements importants afin de s'assurer du bon fonctionnement de la méthode.

Le champ mesuré (figure 2.36) montre bien la zone dans laquelle il est possible de découper les éprouvettes avec un endommagement constant. Le tiers de la longueur de l'éprouvette (situé au centre) possède un champ de déformations quasi-constant. Cela permet d'être confiant quant à la valeur d'endommagement mesurée, les effets de bords n'ayant plus d'influence (principe de Saint Venant). Dans un premier temps, la rigidité initiale est mesurée à travers un cycle charge-décharge à 30 MPa. La rigidité finale est mesurée sur un cycle charge-décharge à 100 MPa afin de mettre en jeu le phénomène de frottement entre les micro-fissures. Pour une valeur trop faible de contrainte, le glissement des micro-fissures n'est pas activé, ce qui donne l'aspect d'une éprouvette saine. Le calcul de l'endommagement à partir de ces raideurs est ensuite trivial et mène à la valeur de $d = 0.23$. Cet endommagement est une moyenne réalisée au centre de l'éprouvette.

Compte-tenu du résultat obtenu sur les éprouvettes saines (tableau 2.3) et du critère de résistance, linéaire en fonction de l'endommagement, une déformation à rupture d'environ 1.16 % est attendue. Il est cependant difficile de conclure quant à la variation éventuelle de la longueur caractéristique en fonction de l'endommagement.

Le même protocole que dans la partie précédente, sur des éprouvettes saines, est utilisé ici. La synthèse des résultats obtenus est donnée sur les courbes de la figure 2.38. À première

Endommagement	Méthode <i>Point stress</i>		Méthode <i>Average stress</i>	
	ε_{min} (%)	L_c (mm)	ε_{min} (%)	L_c (mm)
d = 0	-1.44	0.41	-1.45	0.98
d = 0.23	-1.35	0.33	-1.31	0.7
d = 0.4	-1.13	0.27	-1.13	0.49

Tableau 2.4 – Récapitulatif des résultats obtenus sur éprouvettes saines et endommagées - Cas avec concentrations de contraintes

vue, il semble que le modèle proposé et les mesures effectuées soient en bon accord.

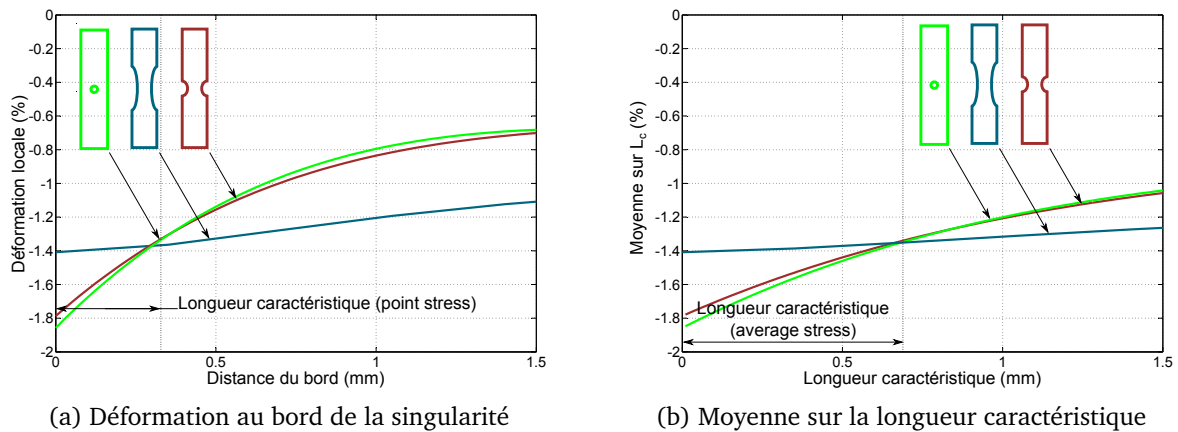


Figure 2.38 – Identification des paramètres du critère de rupture non-local sur éprouvette endommagée (d=0.2)

2.3.3.2 Cas d'un endommagement moyen (d ~ 0.4)

Le même protocole que précédemment est réalisé. Il apparaît ici (figure 2.39) que la déformation à rupture ainsi que la longueur caractéristique ont diminué. Il est cependant visible que la qualité d'usinage de l'encoche n'est pas très bonne. L'essai sur cette éprouvette donne en effet des champs de contraintes qui se rapprochent soit de l'éprouvette trouée soit de l'éprouvette haltère.

2.3.3.3 Influence de l'endommagement : cas général

Pour les endommagements faibles (0, 0.2 et 0.4), trois éprouvettes ont été utilisées afin d'identifier puis de valider les critères de rupture. Les résultats, pour ces endommagements,

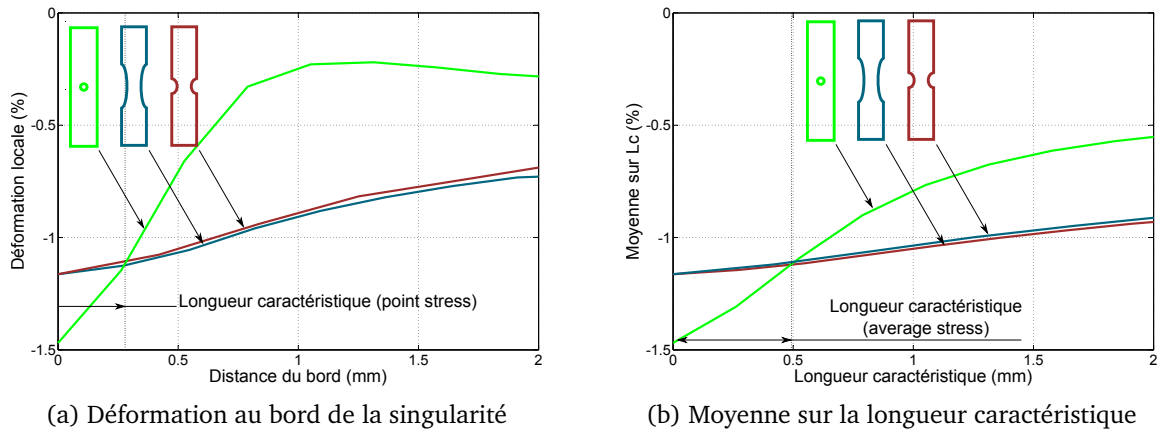


Figure 2.39 – Identification des paramètres du critère de rupture non-local sur éprouvette endommagée ($d=0.4$)

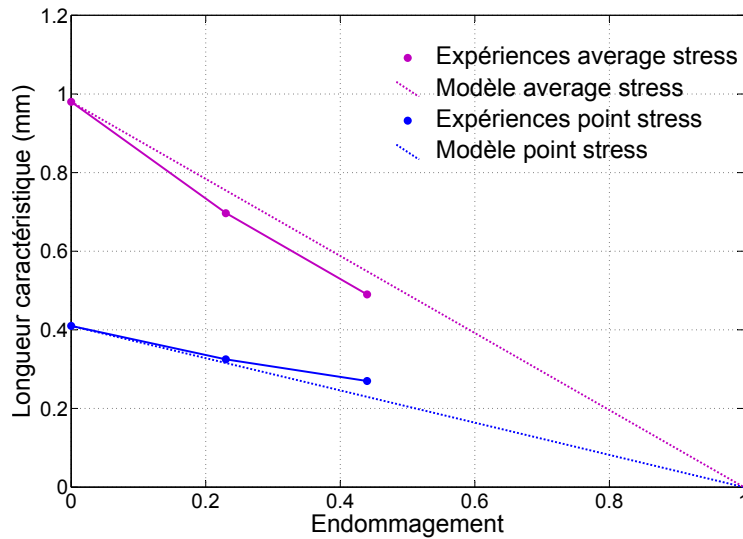


Figure 2.40 – Évolution de la longueur caractéristique en fonction de l'endommagement

montrent bien la baisse de résistance en compression (tableau 2.4). Il apparaît également que la longueur caractéristique semble baisser avec l'endommagement, cela semble tout à fait acceptable d'un point de vue physique. Si cette longueur est intimement liée à la présence de défauts au voisinage de la concentration de contraintes, il paraît "logique" que l'endommagement, qui est équivalent à une densité de fissures, favorise la rupture localisée.

Afin de post-traiter toutes les éprouvettes plus rapidement, et pour éviter de réaliser trois essais pour chaque endommagement, l'évolution de la longueur caractéristique en fonction de l'endommagement a été modélisée. Un modèle linéaire semble bien adapté (figure 2.40). Une régression linéaire permet donc d'interpoler les valeurs de longueurs caractéristiques attendues pour des endommagements plus importants. Afin de ne pas introduire de paramètre supplémentaire dans le modèle, il est décidé d'imposer $L_c = 0$ pour $d = 1$. Cela

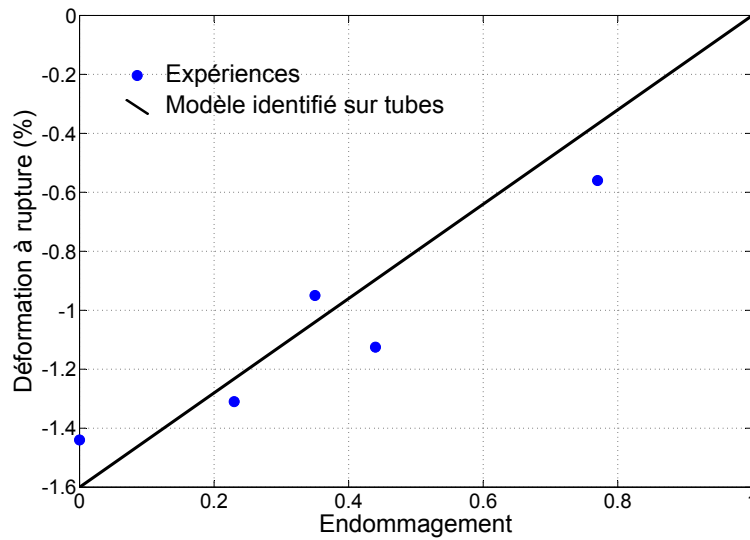


Figure 2.41 – Évolution de la déformation à rupture en compression en fonction de l’endommagement

correspond physiquement à dire que pour un endommagement maximal, il y aura forcément un défaut au bord de la concentration de contraintes. Un critère local, dans le cas d’un endommagement très fort, est donc suffisant. Le modèle proposé est donc le suivant :

$$L_{c_{P-S}}^d = L_{c_{P-S}}^{d=0}(1-d) \quad L_{c_{A-S}}^d = L_{c_{A-S}}^{d=0}(1-d) \quad (2.16)$$

Concernant l’évolution de la déformation à rupture en fonction de l’endommagement, les points de mesure obtenus sont présentés sur la courbe 2.41. Il apparaît nettement une baisse de résistance en fonction de l’endommagement. Le modèle préalablement identifié sur les tubes semble efficace. La corrélation entre modèle et points de mesure n’est cependant pas parfaite. Cela peut s’expliquer d’abord par la difficulté de mesurer avec précision l’endommagement sur ce type de stratifié. La plasticité (activée durant les cycles de fatigue) rend la détermination de l’endommagement difficile. D’autre part la mesure de la déformation à rupture est plus complexe que dans le cas des tubes puisqu’elle nécessite plusieurs essais afin d’identifier les différents paramètres de rupture. D’une manière plus générale, cette méthodologie est plus complexe à réaliser d’un point de vue expérimental parce que plusieurs étapes sont nécessaires (chacune de ces étapes étant une source d’erreur).

Résumé des résultats obtenus :

Comportement non-linéaire en compression : $\sigma_{11} = E_{11} \cdot (1 + \alpha \varepsilon_{11}) \varepsilon_{11}$
 $E_{11} = 140000 \text{ MPa}$
 $\alpha = 11$

Mesure de la déformation minimale : $\varepsilon_{min}^{d=0} \sim 1.5 \%$

Introduction d'une longueur caractéristique : $L_{c_{A-S}}^d = L_{c_{A-S}}^{d=0} \cdot (1 - d)$
 $L_{c_{A-S}}^{d=0} \sim 1 \text{ mm}$
 $L_{c_{p-S}}^d = L_{c_{p-S}}^{d=0} \cdot (1 - d)$
 $L_{c_{p-S}}^{d=0} \sim 0.5 \text{ mm}$

Critère fonction de l'endommagement : $\varepsilon_{min}^d = \varepsilon_{min}^{d=0} \cdot (1 - d)$

2.4 Couplage cisaillement-compression

Un problème communément rencontré dans la rupture des matériaux composites en compression sens fibre est l'influence de l'alignement des fibres, ce qui peut (dans le cas élastique) se ramener au cas du couplage avec le cisaillement.

Il a été décidé de travailler avec des éprouvettes de type barreau en forme d'haltère découpées directement dans la grande plaque P0. Ces plaques sont découpées de telle sorte que les fibres soient inclinées d'un angle θ . Une première étape consiste à déterminer à partir de quel angle la rupture n'est plus en lien direct avec la compression mais simplement le résultat de la limite en cisaillement du matériau. En écrivant les relations élémentaires concernant la rigidité des plaques orthotropes, on montre que (dans le pli orienté de $\theta \ll 1$ radian par rapport à l'axe du barreau) :

$$\sigma_{11} = \sigma_{xx} \quad \sigma_{22} = 0 \quad \sigma_{12} = 2\theta \sigma_{xx} \quad (2.17)$$

D'après les données fournies par le fournisseur, on sait que :

Contrainte maximale en compression	1461 MPa
Contrainte maximale en cisaillement	112 MPa

L'angle maximal (menant à la rupture simultanée en compression et en cisaillement) est donc égal à :

$$\theta_{max} = \frac{180}{\pi} \frac{\sigma_{12}^{max}}{\sigma_{11}^{max}} = 8.78^\circ \quad (2.18)$$

Deux éprouvettes sont donc découpées. La première pour une inclinaison de 2.7° et la seconde avec une inclinaison de 4.7° . L'essai est suivi par corrélation d'images et la valeur de la déformation à rupture est obtenue en utilisant une méthode *average stress* au voisinage de la concentration de contraintes. Les résultats sont présentés sur la figure 2.42. Il apparaît que la déformation à rupture baisse significativement en fonction de l'orientation des fibres.

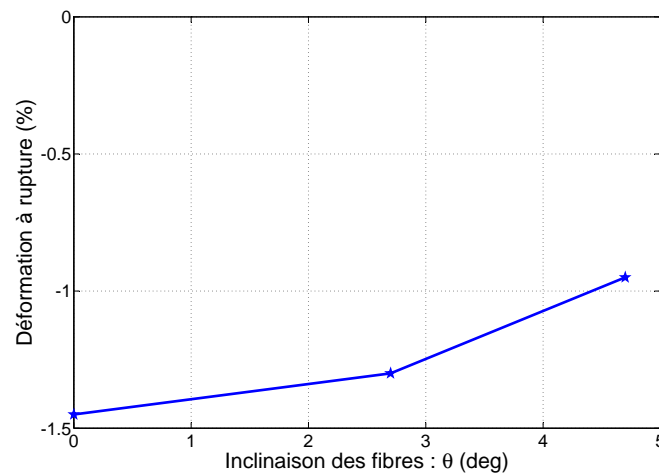


Figure 2.42 – Influence de l'inclinaison des fibres sur la déformation à rupture en compression (essais réalisés sur éprouvettes haltère)

Il est également à noter que, lors d'un essai de ce type, le cisaillement induit par le mauvais alignement des fibres va considérablement endommager la matrice. Une simulation est donc réalisée afin de quantifier le degré d'endommagement dans l'éprouvette *via* le modèle disponible au laboratoire (Hochard *et al.*, 2009) et déjà implémenté dans ABAQUS (ABAQUS, 10). Les résultats de ces simulations sont présentés sur la figure 2.43. Pour des défauts d'alignement faibles ($\theta < 2^\circ$), le niveau d'endommagement reste modéré et la déformation à rupture est donc faiblement affectée (baisse de résistance de 4 % pour un défaut d'alignement de 2°). Plus le défaut d'alignement devient important, plus l'éprouvette est cisailée. Cela entraîne donc un niveau d'endommagement plus grand et donc une déformation à rupture plus faible. Pour une éprouvette inclinée à 6° , la baisse de résistance atteint 22 %. Ce mécanisme, mis en lumière ici, semble donc jouer un rôle non négligeable dans la prédiction de la rupture lorsqu'il y a couplage entre compression et cisaillement. Ce travail fait l'objet de la communication (Eyer *et al.*, 2015c).

Les premiers micro-modèles (Budiansky et Fleck, 1993; Argon, 1972) qui postulent sur le fait que la rupture est le fruit d'une instabilité des fibres montrent un impact très fort de l'alignement des fibres. Lorsque les fibres sont parfaitement alignées, cela coïncide

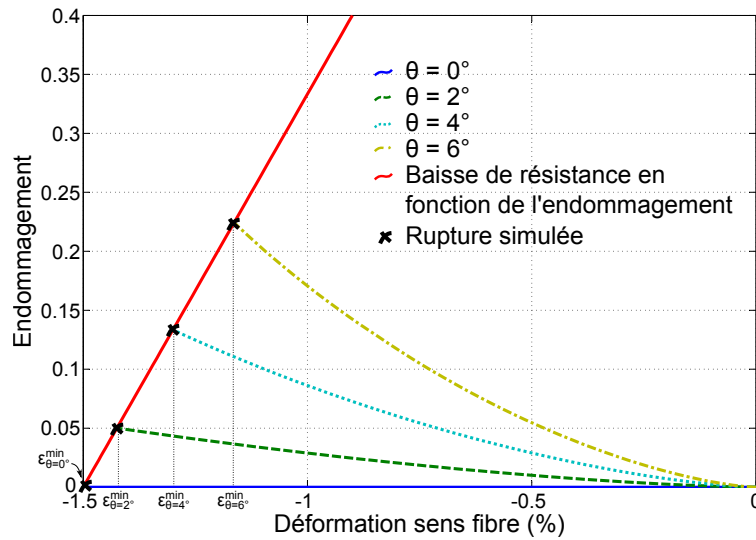


Figure 2.43 – Application du critère de rupture en compression avec baisse de résistance en fonction de l'endommagement pour le cas de la compression avec défaut d'alignement

avec la prédiction effectuée par [Rosen \(1964\)](#). Cependant ce résultat surestime fortement les contraintes à rupture obtenues expérimentalement. Dès que les fibres se désalignent, cette contrainte s'effondre (un désalignement de 0.25° abaisse la contrainte à rupture de 2720 MPa à 1850 MPa selon ces modèles ([Wisnom, 1990](#))). Cela ne semble pas physique compte-tenu de l'alignement pseudo-aléatoire des fibres dans les composites. Nos expériences montrent, quant à elles, une diminution plutôt progressive de la résistance en fonction de l'alignement des fibres. Ces observations se trouvent confirmées expérimentalement par [Piggott \(1995\)](#); [Mrse et Piggott \(1993\)](#) qui observent une décroissance linéaire de la résistance en compression en fonction de l'alignement des fibres. [Wisnom \(1993\)](#) montre également *via* une simulation par éléments finis que cette décroissance n'est pas aussi brutale que les prédictions effectuées par les modèles à l'échelle de la fibre ([Budiansky et Fleck, 1993](#); [Argon, 1972](#)).

Une des raisons invoquée pour remettre en cause ce type de prédiction lorsque les fibres présentent un défaut d'alignement est la répartition plus ou moins aléatoire des fibres. Il est effectivement montré numériquement que si l'on modélise un ensemble de fibres dont seulement quelques unes sont désalignées, la contrainte à rupture n'est pas directement liée au micro-flambage de la fibre la plus inclinée ([Fleck et Shu, 1995](#)). Une théorie de type *maillon faible* n'est pas appropriée. Cela se justifie par le fait que les fibres adjacentes à la fibre la plus inclinée, qui ne possède pas le même défaut d'alignement, vont jouer un rôle stabilisateur ([Wisnom, 1999](#)). Partant de ce principe, une modélisation proposée par [Pansart et al. \(2009\)](#) permet de réduire "virtuellement" le défaut d'alignement de la fibre modélisée afin d'utiliser les formules analytiques simples proposées par la micromécanique (modélisation basée sur un changement d'échelle *meso-micro*).

La figure 2.44 synthétise les modèles énoncés précédemment. Il apparaît bien que le

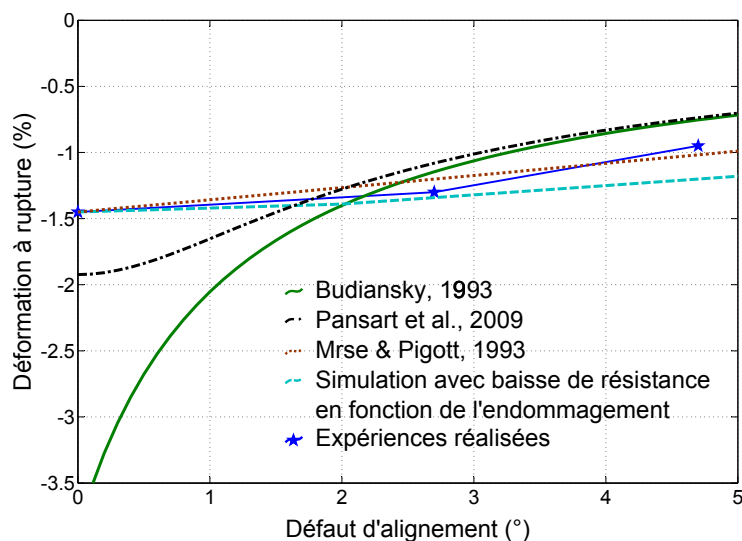


Figure 2.44 – Influence de l'inclinaison des fibres sur la déformation à rupture en compression - Comparaison des modèles

modèle de [Budiansky et Fleck \(1993\)](#) surestime très fortement la déformation à rupture observée. La correction de [Pansart et al. \(2009\)](#) permet néanmoins de se rapprocher des valeurs obtenues expérimentalement. Le modèle empirique proposé par [Mrse et Piggott \(1993\)](#) est également en bon agrément avec les valeurs que nous obtenons expérimentalement. Enfin, notre modèle avec baisse de résistance en fonction de l'endommagement, reste proche des valeurs expérimentales et du modèle empirique précédent. Une grande prudence reste de mise quant à la physique réellement mise en jeu lors de la rupture. Si notre modèle prend bien en compte la baisse de résistance causée par l'endommagement de la matrice (directement liée au cisaillement de l'éprouvette), il ne traite aucunement de l'alignement des fibres sans endommagement de la matrice. Cependant, la mise au point d'une expérimentation qui permettrait de modifier l'inclinaison des fibres puis de les solliciter en compression sans affecter la matrice reste un véritable challenge. Une telle expérimentation permettrait de traiter séparément les problèmes d'alignement et les problèmes de cisaillement de la matrice. Ce qui est néanmoins montré ici, c'est que l'endommagement de la matrice semble jouer un rôle significatif lors de la compression avec des fibres désorientées.

2.5 Conclusion

Ce dernier paragraphe est proposé ici afin de synthétiser les résultats obtenus dans ce chapitre. Dans un premier temps, le matériel à disposition au laboratoire a été discuté. Cela a montré que tous les moyens étaient réunis afin de caractériser le comportement des

matériaux composites en compression sens fibre.

Une première étude expérimentale a été réalisée sur des éprouvettes tubulaires. L'idée de ce premier travail était de travailler sur des champs de déformations uniformes sur l'éprouvette. Cette étude avait deux objectifs principaux. Le premier était de réaliser un essai de compression sur des éprouvettes saines dans le but de caractériser, d'une part le comportement et d'autre part la limite à rupture. Un accent a été mis sur la validation du protocole expérimental. Cette validation a consisté à répondre aux trois critères établis dans la partie bibliographique, à savoir :

C_1 : La rupture doit intervenir dans la zone utile.

C_2 : Les champs de déformations et de contraintes doivent être homogènes.

C_3 : Le flambage de l'éprouvette doit être évité.

Le comportement en compression a ainsi pu être mesuré avec efficacité. Cela a donc permis d'identifier les paramètres du modèle non-linéaire proposé par [Allix et al. \(1994\)](#).

Le second objectif de cette partie a été de quantifier l'effet de l'endommagement sur la rupture en compression sens fibre. Grâce à des cycles de torsion, les éprouvettes tubulaires ont pu être endommagées. Ensuite, les essais de compression pure ont été réalisés. Il a été montré que la déformation à rupture baissait en fonction de l'endommagement. Cette observation a été simplement modélisée par une loi linéaire et il apparaît qu'elle se trouve en accord avec les premières prédictions issues de la micromécanique proposées par [Rosen \(1964\)](#). Il a également été remarqué que la rigidité du matériau, dans la direction des fibres, n'était pas affectée. Cela s'explique par le fait que les fibres, qui conditionnent la rigidité dans leur direction, ne sont pas rompues durant les cycles de fatigue en torsion.

Une seconde partie expérimentale a ensuite été proposée dans le but de se rapprocher d'une structure réelle. Le cas des concentrations de contraintes avec endommagement a ainsi été étudié. Des éprouvettes de type barreau ont été définies. Ces éprouvettes possèdent des variations brutales de section afin de générer des champs de déformations non-uniformes. Dans un premier temps des éprouvettes saines sont testées. Il est montré que l'utilisation des méthodes *point stress* et *average stress* permettent, via l'introduction d'une longueur caractéristique, de prendre en compte les concentrations de contraintes dans le dimensionnement. Dans un second temps, l'effet de l'endommagement est analysé. L'endommagement est introduit par une méthode originale basée sur des découpes et des sollicitations successives de plaques. Il est montré que le modèle préalablement défini (baisse de résistance en fonction de l'endommagement) donne des résultats satisfaisants. Cependant, il est également montré que les longueurs caractéristiques des modèles non-locaux décroissent lorsque l'endommagement augmente. Cela semble relativement physique. Les méthodes non-locales utilisées s'expliquent généralement par la nécessité de défauts pour amorcer la rupture ([Whitney et Nuismer, 1974](#)). La longueur caractéristique définit une zone dans laquelle suffisamment de défauts sont présents. En considérant que l'endommagement est un type de défauts parmi d'autres (amas de résine, fibre rompue, etc...), l'augmentation de celui-ci ferait donc aug-

menter la densité de défauts. La zone nécessaire pour amorcer la rupture devient donc plus petite.

Un dernier travail, présenté dans cette partie, s'est intéressé au couplage entre le cisaillement et la déformation à rupture. Il a été montré qu'il était complexe de dissocier alignement des fibres et endommagement de la matrice. En effet, dès que les fibres présentent un défaut d'alignement, l'application d'un effort de compression entraîne un cisaillement de la matrice, ce qui provoque son endommagement. Le modèle proposé dans la partie précédente et le modèle disponible au laboratoire ([Hochard *et al.*, 2009](#)) ont donc été utilisés pour quantifier ce phénomène. Parallèlement des essais ont été réalisés et montrent que la baisse de résistance en fonction de l'alignement des fibres est bien visible. Néanmoins cette baisse de résistance reste très inférieure aux prédictions prévues par les modèles micromécaniques. Cela se trouve confirmé par d'autres auteurs et semble lié à la répartition pseudo-aléatoire des fibres. Les fibres les moins désalignées stabilisent celles qui le sont davantage.

Chapitre 3

Perspectives sur le dimensionnement des stratifiés

Maintenant que l'effet de l'endommagement sur la rupture en compression sens fibre a bien été défini, il est intéressant de voir ce que cela implique lors d'un essai sur stratifié. Il est en effet possible, via un essai dans une direction quelconque, de générer une sollicitation de compression dans certains plis. Dans ce chapitre, un empilement $[45,-45,90,-45,45]$ sollicité en statique sera particulièrement étudié. Ce type de stratifié est adapté à notre étude puisqu'il s'avère que le pli à 90° est d'une part sollicité en compression sens fibre, et d'autre part, fortement endommagé. Une seconde étude, sur un empilement $[90,-45,45]_S$, sera proposée. Ce travail aura pour objectif d'écarter le délaminage des causes probables de la ruine du stratifié. À terme, cette étude pourrait être d'une aide précieuse pour la prédiction de la durée de vie d'un empilement quasi isotrope $[0,45,-45,90]_S$.

Sommaire

3.1 Étude préliminaire sur un préimprégné T700/M10	110
3.2 Étude des mécanismes de ruine observés pour un empilement $[45,-45,90,-45,45]$	111
3.2.1 Aspect numérique	111
3.2.2 Étude expérimentale	112
3.2.3 Synthèse	116
3.3 Validation sur un empilement $[90,45,-45]_S$	117
3.3.1 Simulation et méthodologie	117
3.3.2 Essai sans renfort	118
3.3.3 Essai avec renfort interlaminaire en PEI	118
3.3.4 Synthèse	123
3.4 Durée de vie d'un stratifié quasi isotrope	124
3.4.1 Simulation statique : mise en évidence du rôle du pli à 90°	124
3.4.2 Cas de la fatigue	124

3.1 Étude préliminaire sur un préimprégné T700/M10

Le matériau qui sera utilisé dans la suite de ce chapitre est un préimprégné T700GC avec une résine M21. Cette résine est une résine epoxy haute performance chargée de thermoplastique. Elle est ainsi très tolérante au dommage et offre une bonne tenue vis-à-vis du délaminage. Pour avoir un ordre de grandeur, l'énergie critique en mode 1 pour ce type de résine vaut 765 J/m^2 (Ilyas *et al.*, 2009). Afin de montrer que c'est, en partie, grâce à cette résine que le délaminage peut être écarté des causes de rupture, une première étude sur un préimprégné T700/M10 est proposée. La résine, pour ce matériau, est une résine classique qui offre une tenue au délaminage moindre ($G_{IC} = 100 \text{ J/m}^2$ (Baral *et al.*, 2008) pour une résine M10).

Une série d'essai avec un préimprégné T700/M10 et différents empilements est proposée. Ces différences d'empilement modifient les conditions de bords libres. Cela devrait, en cas de délaminage, significativement affecter la charge à rupture (Kim et Hong, 1992; Lagunegrand *et al.*, 2006). Les résultats des essais sont présentés dans le tableau 3.1.

Empilement	Charge à rupture	Contrainte équivalente
	daN	MPa
$[90,30,-30]_S$	900	450
$[30,90,-30]_S$	700	350

Tableau 3.1 – Résumé des contraintes à rupture pour les empilements de préimprégné T700/M10

Il apparaît bien, dans ces essais, que la modification de la structure affecte significativement les charges à rupture (écart de 25 % observé entre les deux empilements). Cela montre donc que, pour ce type de préimprégné, c'est bien le délaminage qui pilote la rupture. Pour autant, dans le cas de la résine M21, il sera montré que les charges à rupture ne sont pas modifiées en changeant l'empilement. Cela nous confortera donc dans l'idée que, pour le préimprégné T700/M21 et les empilements proposés dans les parties suivantes, c'est bien la tenue du pli en compression qui pilote la rupture de l'empilement.

3.2 Étude des mécanismes de ruine observés pour un empilement [45,-45,90,-45,45]

Compte-tenu du chapitre précédent, il a été montré que l'endommagement avait un impact fort sur la résistance du pli en compression. La prise en compte de cette baisse de résistance n'est, selon notre connaissance de la littérature, jamais prise en compte lors du dimensionnement des stratifiés. Il apparaît que pour certains empilements, des plis peuvent être en compression mais également très fortement endommagés (Tong *et al.*, 1997a), même dans le cas d'une sollicitation de traction.

Il est proposé ici de s'intéresser au cas particulier d'un empilement [45,-45,90,-45,45] sollicité en traction avec un chargement statique. Le matériau utilisé sera un préimprégné T700/M21. Dans un premier temps, une analyse numérique est présentée afin de montrer que le critère de baisse de résistance serait nécessaire compte-tenu des modélisations précédentes. Dans un second temps, une étude expérimentale sera détaillée. Il sera montré que la modélisation proposée concorde bien avec les résultats expérimentaux. Ce type de stratifié étant bien connu pour être propice à une rupture par délaminage, l'analyse de ce mode de ruine sera proposée.

3.2.1 Aspect numérique

Une simulation est réalisée avec le modèle d'endommagement disponible au laboratoire (Hochard *et al.*, 2009). Ce modèle permet de déterminer le niveau d'endommagement présent dans chacun des plis. Les conditions aux limites et l'empilement utilisé sont présentés sur la figure 3.1. La recherche de la déformation à rupture est effectuée *a posteriori* en analysant les déformations dans les différents plis.

Les figures 3.2 et 3.3 présentent les déformations dans les différentes directions (ces déformations étant les mêmes pour tous les plis). La première figure ne prend pas en compte la baisse de résistance en fonction de l'endommagement contrairement à la seconde. Pour les deux analyses, il est supposé que le stratifié se rompt dès que le pli à 90° atteint sa déformation minimale en compression. Une limite à rupture en compression de -1.5 % a été mesurée dans la partie précédente. Il suffit donc de rechercher l'instant où la déformation sens fibre ε_{11} est égale à cette valeur. Ensuite, la lecture de la direction transverse dans le 90° (direction du chargement) donne directement la déformation à rupture du stratifié. Sans prendre en compte la baisse de résistance, il est donc montré qu'avec ce type de mode de ruine, le stratifié présente une déformation à rupture de 3 %.

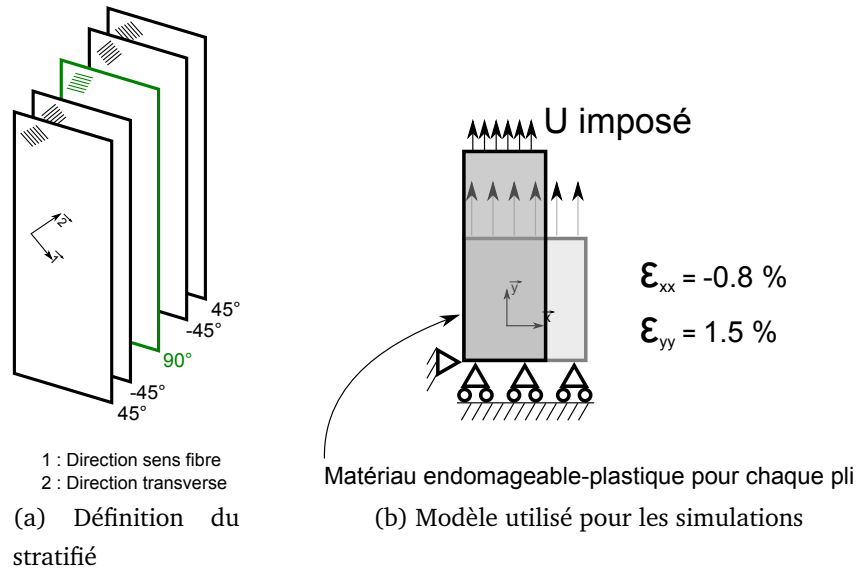


Figure 3.1 – Modèle utilisé pour la simulation du stratifié [45,-45,90,-45,45]

NOTA : L'axe des abscisses sur les figures 3.2 et 3.3 correspond à l'incrément de temps numérique t . Cet incrément numérique définit directement le déplacement imposé lors de l'essai tel que $U_{impose} = t.U_{max}$ (où U_{max} est un paramètre d'entrée de la simulation).

Il apparaît cependant que l'endommagement dans ce pli est très important pour une telle déformation ($d = 0.8$ lorsque le stratifié s'est déformé de 3 % dans la direction de la sollicitation). Avec le modèle présenté préalablement, la déformation du stratifié de 3% ne pourrait jamais être atteinte. Le modèle de baisse de résistance est alors utilisé (et représenté figure 3.3). L'implémentation est très simple, elle consiste simplement à calculer pour chaque incrément de temps la valeur ϵ_{min}^d à partir de l'endommagement, déjà connu via la simulation. Il apparaît ici que la prise en compte de cette baisse de résistance mène à une division par deux de la déformation à rupture du stratifié ($\epsilon_{rupture}^{strat} = 1.5 \%$).

Cette simulation montre donc que la baisse de résistance pourrait significativement affecter les capacités du stratifié. La difficulté reste cependant de montrer que c'est bien ce type de rupture qui pilote la ruine du stratifié. Dans la littérature, ce type de rupture est, la plupart du temps, associé à un mode de ruine par délaminage (Lachaud, 1997; Lachaud et al., 1997). L'étude expérimentale qui sera réalisée dans la partie suivante aura deux objectifs principaux. Le premier sera de montrer que la modélisation effectuée est bien en accord avec les mesures. Le second sera de montrer que ce mode de rupture est bien l'élément déclencheur de la ruine du stratifié.

3.2.2 Étude expérimentale

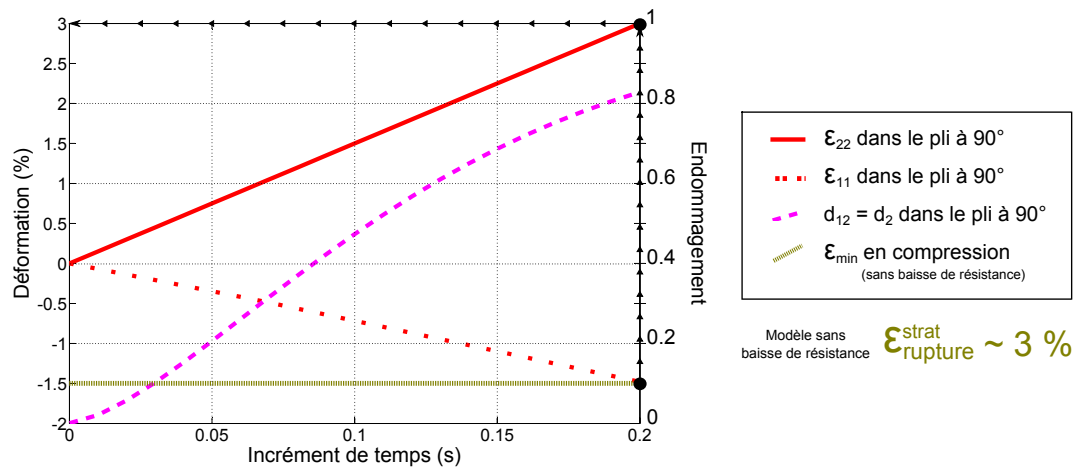


Figure 3.2 – Résultat de la simulation du stratifié [45,-45,90,-45,45] - Cas sans baisse de résistance

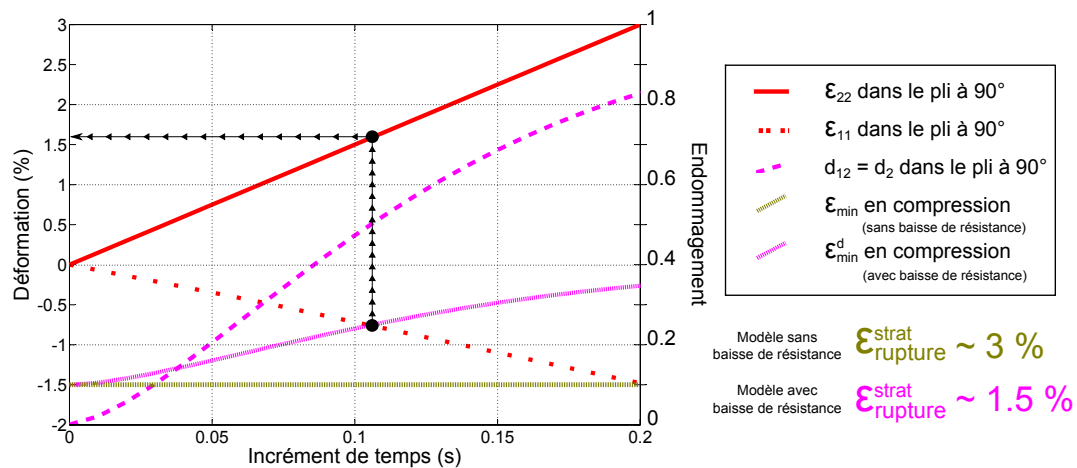


Figure 3.3 – Résultat de la simulation du stratifié [45,-45,90,-45,45] - Cas avec baisse de résistance en compression

3.2.2.1 Premier essai (traction jusqu'à rupture)

Le premier essai est réalisé sur un stratifié [45,-45,90,-45,45]. L'éprouvette est en forme d'haltère avec de très grands rayons de courbure, ce qui permet d'obtenir un champ de déformations homogène dans la zone utile de l'éprouvette. L'homogénéité du champ est bien visible dans la première partie de la courbe présentée sur la figure 3.4. Cela permet donc une mesure efficace des déformations de l'éprouvette dans les directions \vec{x} et \vec{y} . La direction \vec{y} correspond à la direction de la sollicitation. La courbe en trait plein représente la déformation suivant la direction de l'éprouvette. Celle en pointillé représente la déformation dans la direction perpendiculaire à l'échantillon.

La courbe présente très distinctement deux zones. Une première zone allant jusqu'au point C et une seconde entre les points C et D. Il est également à noter que, durant l'essai, un craquement aigu est très nettement audible lorsque la courbe arrive au point C. La courbe force-déplacement présentée sur la figure 3.5b montre bien une baisse brutale de l'effort pour ce point. De plus il apparaît qu'après ce point la déformation dans la direction transverse augmente très rapidement. Cela correspond à une hausse du coefficient de Poisson. Une hypothèse envisagée est que les fibres à 90° pourraient s'être rompues au niveau du point C. En effet si ces fibres sont rompues, le coefficient de Poisson (à l'échelle du stratifié) n'est plus bloqué. Cela se traduirait donc par une hausse de ce coefficient.

Concernant les valeurs numériques, la simulation donnait une déformation à rupture pour le stratifié de 1.5 % en prenant en compte la baisse de résistance due à l'endommagement. La déformation, au niveau du point C, est très proche de la valeur attendue (1.6 %).

Un dernier point positif concerne les observations réalisées *post mortem*. Il semblerait que quelques micrographies tendent à montrer la présence de *kink-band* (figure 3.5a). Il est donc probable que la rupture des fibres à 90° (en compression) puisse être la cause de la ruine du stratifié.

Une telle conclusion reste tout de même à démontrer. Il est en effet acquis pour ce type de stratifié que c'est la présence de délaminage qui précipite la ruine du stratifié (Lachaud, 1997; Lachaud *et al.*, 1997). De plus, une observation en *post mortem* de *kink-band* ne suffit pas, en elle-même, à montrer que la ruine du pli est apparue à cause de ce phénomène de rupture en compression. Une étude plus complète est donc nécessaire.

3.2.2.2 Second essai : éprouvette renforcée par résine epoxy

Une technique proposée pour écarter le délaminage des causes possibles de rupture est de modifier les bords libres. Il est en effet acquis que le délaminage s'amorce sur les bords libres des échantillons (Ogihara *et al.*, 1998; Tong, 2002; Hosoi *et al.*, 2010). La modification

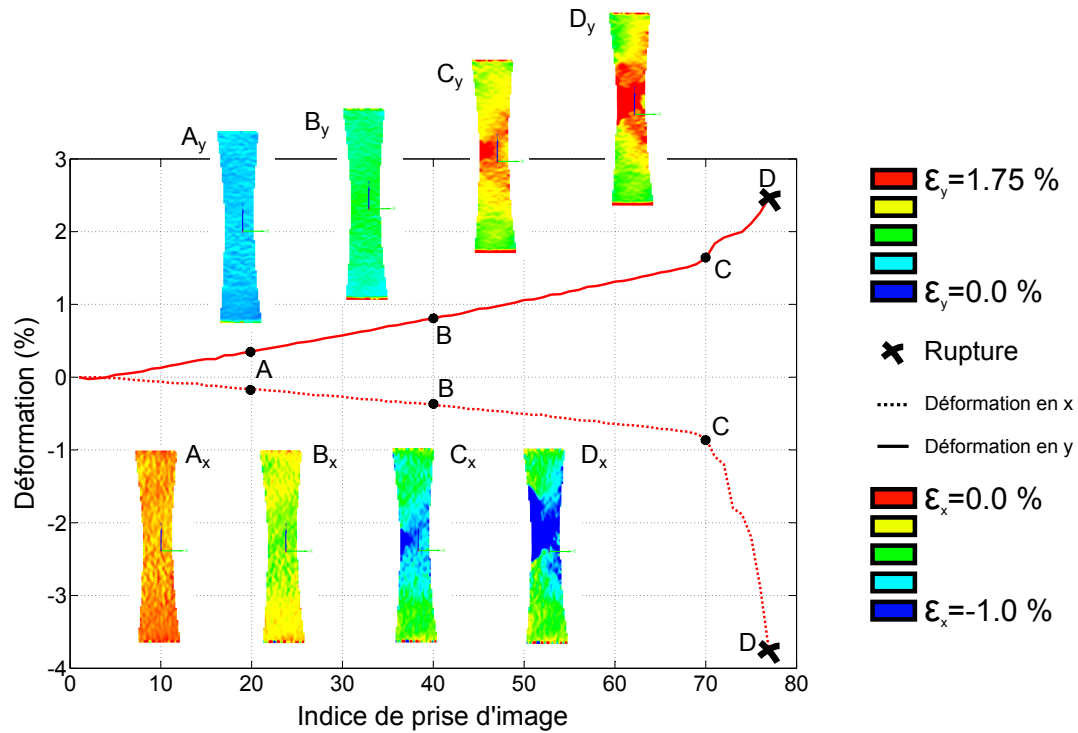
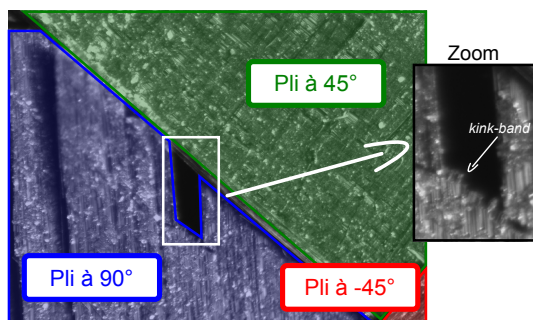
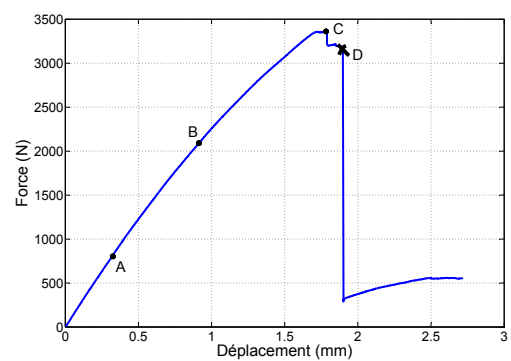


Figure 3.4 – Résultats expérimentaux de l'essai de traction sur un stratifié[45,-45,90,-45,45]



(a) Observations post mortem



(b) Courbe force-déplacement

Figure 3.5 – Essai de traction sur un stratifié [45,-45,90,-45,45]

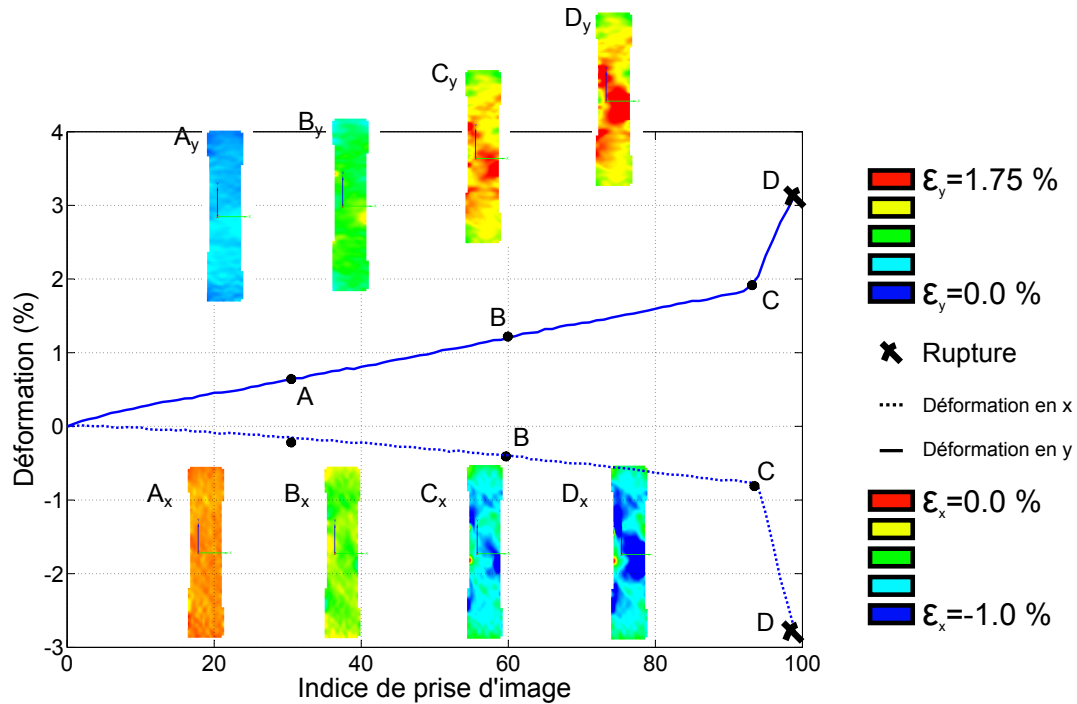


Figure 3.6 – Résultats expérimentaux de l'essai de traction sur un stratifié $[(-45,45)_s,90]$ renforcé par de la résine epoxy

de ces conditions aux limites devrait donc significativement affecter la limite à rupture et le comportement si c'est le délaminage qui est responsable de la rupture.

Il est proposé de renforcer les bords latéraux de l'éprouvette par de la résine epoxy (renforcée de micro-billes de verres) et de mesurer à nouveau la déformation à rupture. Les résultats de cet essai sont présentés sur la figure 3.6.

Il apparaît que le comportement n'est pas significativement affecté. Les deux "zones" de la courbe sont toujours visibles et la variation brutale du coefficient de Poisson est également observée. Il apparaît cependant ici que la déformation à rupture semble être légèrement plus importante ($\sim 1.8\%$). Cela ne permet pas tout à fait d'exclure le délaminage des causes de rupture mais une variation plus importante était tout de même attendue avec ce type renfort. Des essais complémentaires sont donc nécessaires.

3.2.3 Synthèse

La simulation numérique montre que le fait de ne pas prendre en compte les résultats expérimentaux établis dans le chapitre précédent surestime la résistance d'un empilement [45,-45,90,-45,45] de 50 %. Ce résultat numérique semble, de plus, être en bon accord avec les essais effectués.

Il est cependant précipité de prétendre que la ruine du stratifié n'est liée qu'à ce mode

de ruine. La question du délaminage ne peut être écartée simplement parce que les valeurs expérimentales concordent avec la prédiction numérique. Il a donc été décidé dans un premier temps de réaliser des micrographies après rupture de l'échantillon. Ces observations semblent montrer la présence de bandes de glissement dans le pli à 90° , ce qui semble en accord avec la possibilité d'une rupture en compression dans ce pli. Il est néanmoins difficile de conclure si c'est cette rupture qui cause le délaminage ou bien si, au contraire, c'est le délaminage qui crée cette rupture du pli à 90° .

Une autre méthode d'analyse a consisté à renforcer les bords de l'éprouvette. Le délaminage est très fortement affecté par les conditions de bords libres, une modification de cet aspect de l'éprouvette devrait donc donner des valeurs significativement différentes de déformation à rupture. Il apparaît cependant que la déformation ultime de l'éprouvette n'est que peu modifiée. Cela encourage donc à penser que ce mode de rupture pourrait expliquer la ruine de l'éprouvette. Des analyses plus complètes sont présentées dans la partie suivante.

3.3 Validation sur un empilement $[90,45,-45]_S$

3.3.1 Simulation et méthodologie

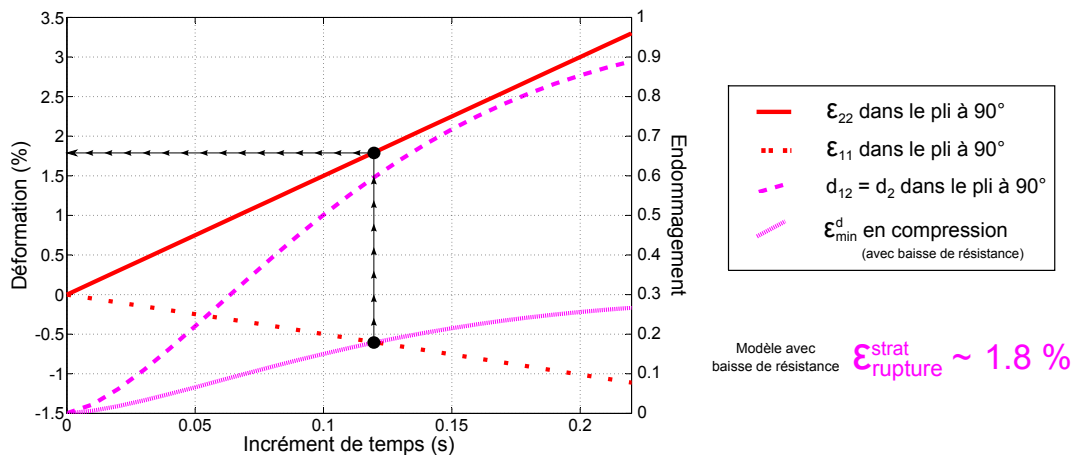


Figure 3.7 – Résultats de la simulation du stratifié $[90,45,-45]_S$ avec prise en compte de la baisse de résistance en fonction de l'endommagement

La simulation proposée ici (figure 3.7) est identique à celle présentée dans la partie précédente. Le repère n'est pas modifié (axe \vec{y} dans la direction de la sollicitation et axe \vec{x} perpendiculaire à la direction de la sollicitation). La déformation à rupture prévue avec le

modèle d'endommagement et le critère de rupture en compression (avec baisse de résistance en fonction de l'endommagement) est d'environ 1.8 %.

Cet empilement (comme le précédent) devrait, selon notre modèle, se rompre à cause du pli à 90° qui est en compression sens fibre et fortement endommagé. Le choix de cet empilement se justifie également par deux autres raisons. La première est que la présence du pli à 90° à l'extérieur de l'empilement retarde le délaminage (Kim et Hong, 1992; Lagune-grand et al., 2006). Si le pli à 90° est bien la cause de la rupture du stratifié, une observation directe de ce pli durant l'essai devrait apporter des informations importantes.

Afin de montrer que c'est bien la rupture en compression qui est la cause de la ruine du pli. Il est proposé de tester deux éprouvettes différentes qui possèdent des comportements très différents vis-à-vis du délaminage. La première est un stratifié classique $[90,45,-45]_S$. Pour la seconde, un film thermoplastique en polyétherimide (PEI) sera placé aux interfaces du pli à 90° . Ce type de film est bien connu dans la littérature pour retarder significativement la rupture en cas de délaminage (Tan et Yao, 2013; Velthem et al., 2015; Turmel et Partiridge, 1996; Kuwata et Hogg, 2011; Wong et al., 2010; Sela et Ishai, 1989). Si les charges à rupture, avec et sans film PEI, sont proches, cela tendra à montrer que c'est bien une rupture liée à la compression sens fibre du pli à 90° qui est la cause de la rupture.

3.3.2 Essai sans renfort

Ce premier essai est réalisé sur un stratifié $[90,45,-45]_S$ sans renfort interlaminaire. L'éprouvette possède de grands rayons de courbure afin d'obtenir un champ uniforme dans la zone utile de l'éprouvette. Deux éprouvettes sont testées, la répétabilité est très bonne (la contrainte à rupture est identique pour les deux essais).

Les déformations moyennes sont données sur la figure 3.8. Les deux "zones" identifiées sur l'essai précédent ne sont plus visibles. La rupture est ici soudaine et catastrophique. La déformation à rupture mesurée est d'environ 1.5 %. Cela est légèrement plus faible que la prédiction numérique (environ 1.8 %). Cette différence pourrait s'expliquer par les effets d'empilement (Grandidier et al., 2012) qui ne sont pas pris en compte dans la simulation numérique. Cette valeur de déformation reste à considérer avec précaution. Il semble en effet qu'un phénomène de localisation intervienne juste avant la rupture. Cela signifie donc que la déformation locale est plus importante. Cela sera montré plus en détail par la suite.

3.3.3 Essai avec renfort interlaminaire en PEI

Cet essai est réalisé sur le même empilement que précédemment mais ici les interfaces du pli à 90° sont renforcés par un film thermoplastique en PEI. Ce film permet de modifier

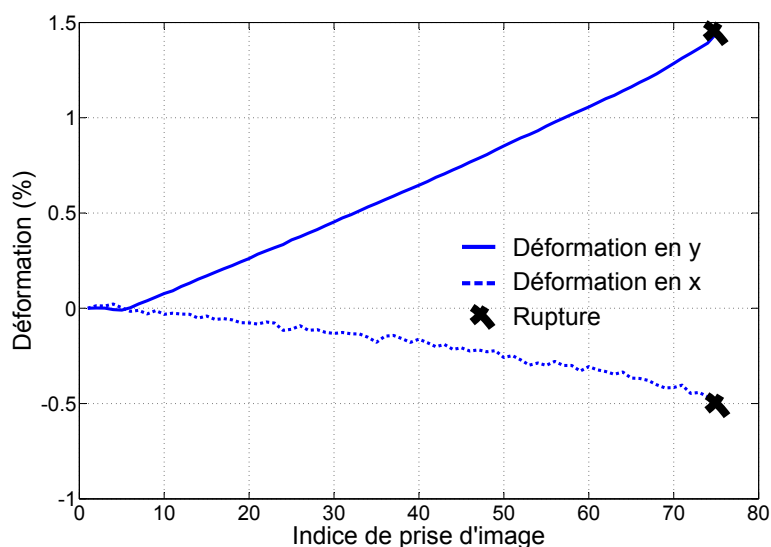


Figure 3.8 – Résultats de l'essai sur stratifié $[90,45,-45]_S$ - la déformation tracée correspond à la déformation moyenne au centre de l'échantillon

significativement la charge à rupture en cas de délaminage. Deux essais sont à nouveau réalisés et donnent une variabilité faible ($\sigma_{failure} = 184$ MPa pour le premier essai et $\sigma_{failure} = 206$ MPa pour le second). Les déformations moyennes sont tracées sur la figure 3.9. Ici les deux zones préalablement observées se retrouvent (changement de pente au niveau du point B). Le passage d'une zone vers l'autre reste tout de même moins marqué que pour le stratifié $[45,-45,90,-45,45]$.

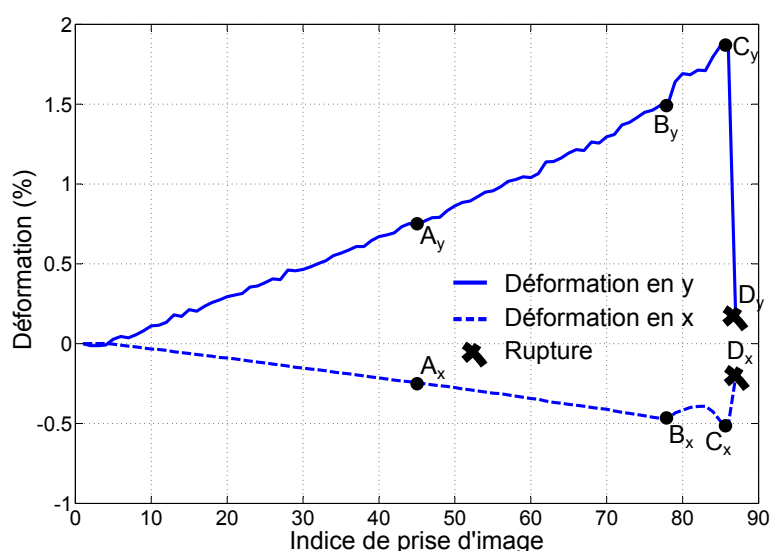


Figure 3.9 – Résultats de l'essai sur stratifié $[90,45,-45]_S$ avec renfort interlaminaire en PEI - la déformation tracée correspond à la déformation moyenne au centre de l'échantillon

La déformation au niveau du point B correspond à celle mesurée sur les éprouvettes sans renfort en PEI. Mais pour ces éprouvettes renforcées, il apparaît que la rupture est plus

progressive. Cette rupture progressive pourrait s'expliquer par le comportement plastique du renfort en PEI qui ralentirait la ruine du stratifié. Cela permettra donc une observation plus fiable des mécanismes de rupture.

Les figures 3.10, 3.11, 3.12 et 3.13 décrivent les étapes qui mènent à la ruine du stratifié. Dans un premier temps (figure 3.10) le champ de déformation est homogène et la micro-fissuration dans le pli à 90° n'est pas apparente. Ensuite (figure 3.11), la micro-fissuration du pli à 90° devient de plus en plus facilement observable. Cet endommagement tend à se localiser dans une bande à 45° avec un amorçage au bord de l'échantillon. Lorsque la charge est à nouveau augmentée (figure 3.12) de nouvelles fissures apparaissent. Une inclinaison des fibres à 90° est également observée. Il est également à noter que la déformation dans la direction transverse du stratifié augmente considérablement. Cela tend à montrer que le pli à 90° ne bloque plus le coefficient de Poisson à l'échelle *macro*. La valeur de la déformation dans la direction transverse peut en effet atteindre 1.8 %, ce qui laisse bien penser que les fibres à 90° sont rompues. Enfin (figure 3.13), lorsque l'effort devient trop important, c'est une fissure *macro* qui cause la ruine catastrophique du pli.

Suite à ces essais des observations *post mortem* sont effectuées (figure 3.14). Ces observations montrent à la fois la présence de *kink-band* mais également la présence de fibres non rompues en position post-flambée. Cela nous pousse à croire que la compression pourrait jouer un rôle important lors de la rupture pour ce type de stratifié.

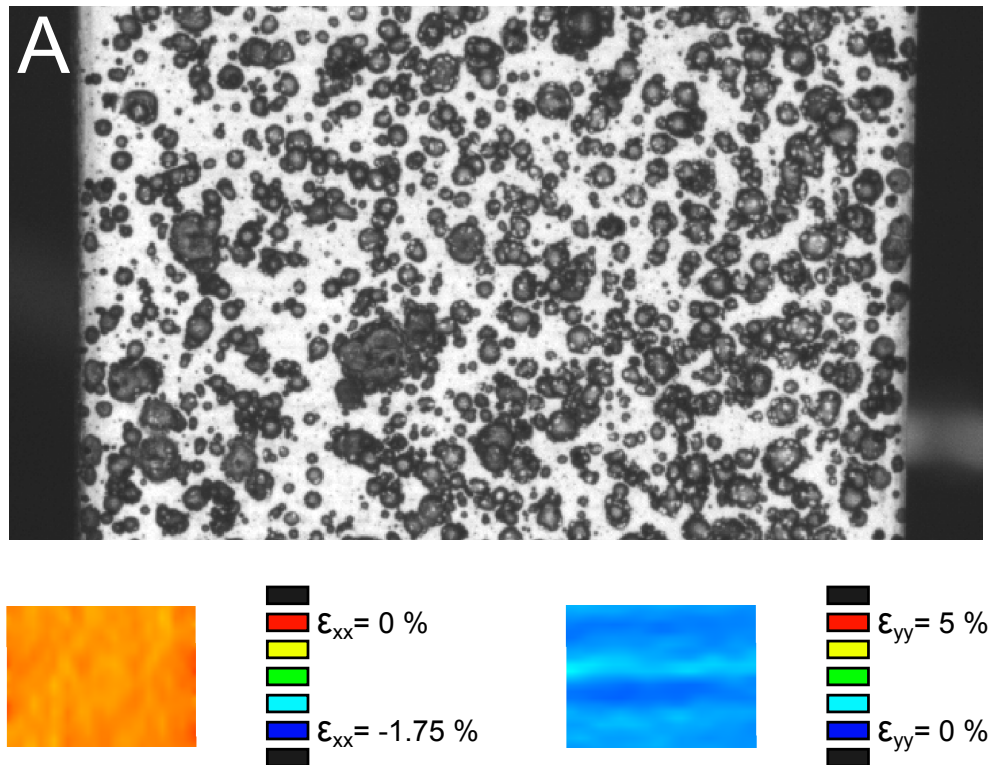


Figure 3.10 – Champs de déformations sur l'éprouvette $[90,45,-45]_s$ avec renfort interlaminaire en PEI - Point A

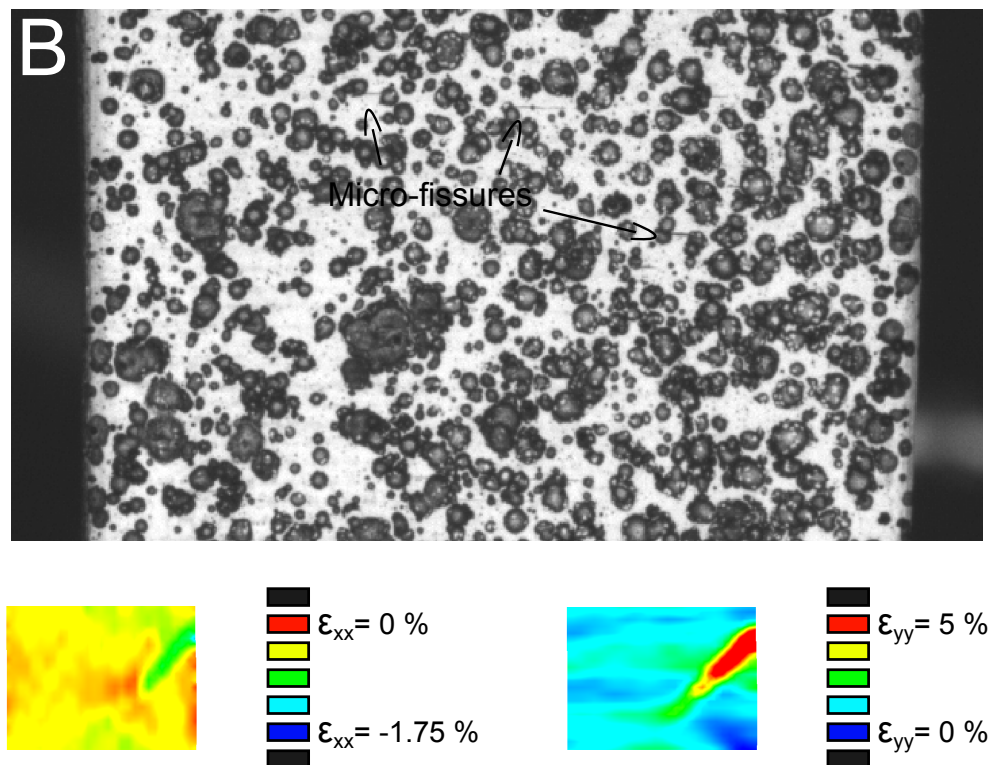


Figure 3.11 – Champs de déformations sur l'éprouvette $[90,45,-45]_s$ avec renfort interlaminaire en PEI - Point B

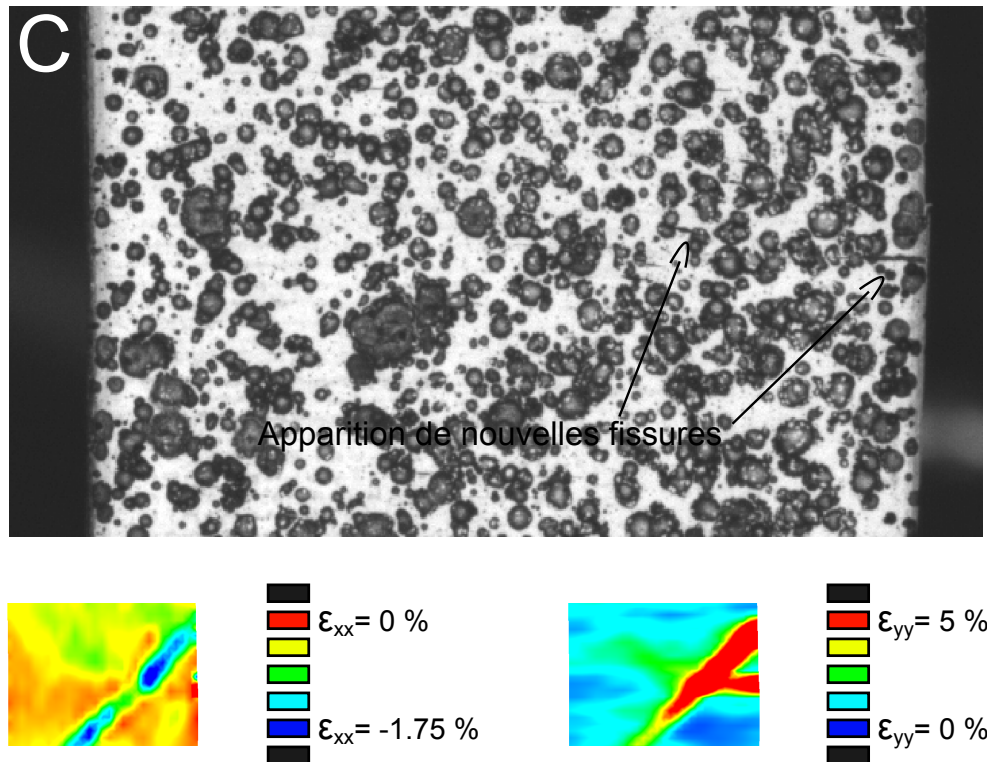


Figure 3.12 – Champs de déformations sur l'éprouvette $[90,45,-45]_s$ avec renfort interlaminaire en PEI - Point C

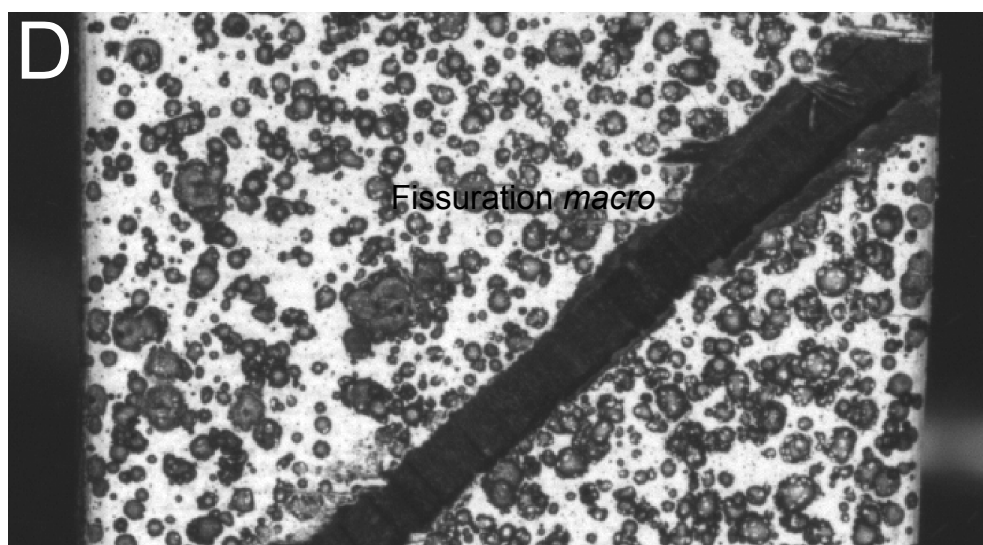


Figure 3.13 – Photo *post mortem* de l'éprouvette $[90,45,-45]_s$ avec renfort interlaminaire en PEI - Point D

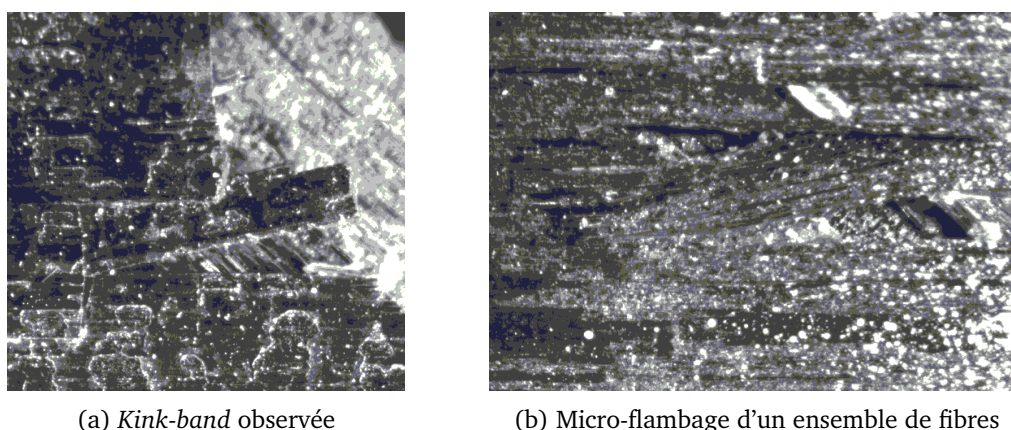


Figure 3.14 – Observations *post mortem* du pli à 90° sur stratifié $[90,-45,45]_s$ avec renfort interlaminaire en PEI

3.3.4 Synthèse

La simulation numérique du stratifié $[90,-45,45]_s$ a montré que le pli à 90° était fortement endommagé et en compression sens fibre. Selon notre modèle, il serait donc la cause de la ruine du stratifié. Cependant ce type de stratifié est propice au délaminage (Kim et Hong, 1992), il est donc nécessaire de savoir si c'est le délaminage ou le pli en compression sens fibre qui est la cause de la ruine du stratifié. La méthode proposée est de travailler sur des éprouvettes avec et sans renfort interlaminaire en PEI. Ce type de renfort est en effet connu pour offrir une grande résistance au cisaillement interlaminaire. Si les charges à rupture sont significativement différentes, on conclura donc que c'est le délaminage qui est responsable de la ruine du stratifié. Si, au contraire, les charges à rupture sont proches, on conclura que c'est probablement la rupture du pli en compression sens fibre qui est à l'origine de la ruine du stratifié.

Référence	Renfort PEI ?	Charge à rupture	Contrainte équivalente
		daN	MPa
no.PEI01	non	367	183
no.PEI02	non	372	183
PEI01	oui	376	184
PEI02	oui	409	206
Moyenne (Erreur %)		381 (7.3%)	189 (7.3%)

Tableau 3.2 – Résumé des contraintes à rupture pour les stratifiés $[90,45,-45]_s$

Le tableau 3.2 récapitule les résultats obtenus pour les différents stratifiés. Il apparaît que

la présence de PEI n'influe pas sur les valeurs de contrainte à rupture. Cela tend à montrer que, pour ce type d'empilement, c'est bien la rupture du pli à 90° (en compression sens fibre et fortement endommagé) qui est à l'origine de la ruine du stratifié.

3.4 Durée de vie d'un stratifié quasi isotrope

L'utilisation des empilements présentés dans la partie précédente reste très marginale. L'étude de ces stratifiés se limite à des fins de recherche pour montrer le besoin de modéliser finement les plis endommagés et en compression sens fibre. Pour autant, dans le cas des sollicitations de fatigue, les endommagements peuvent devenir très important et c'est dans ce cadre que le travail réalisé dans cette thèse trouve tout son sens.

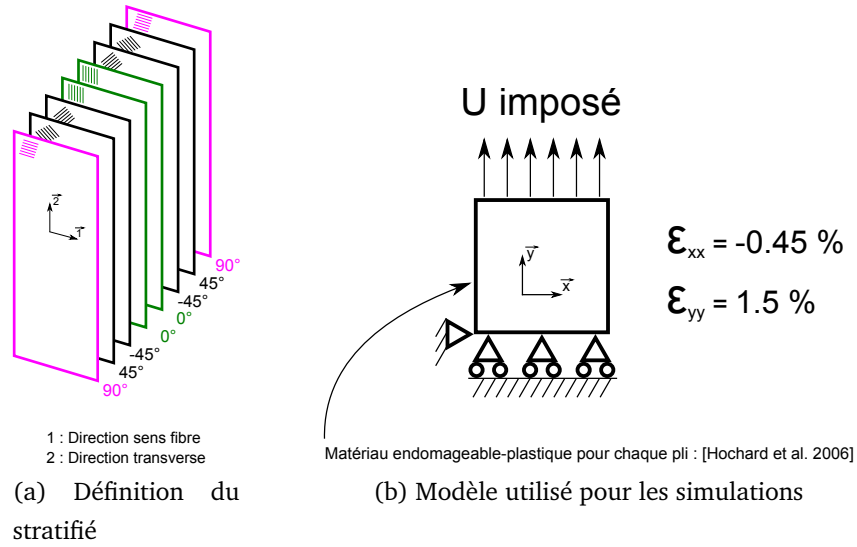
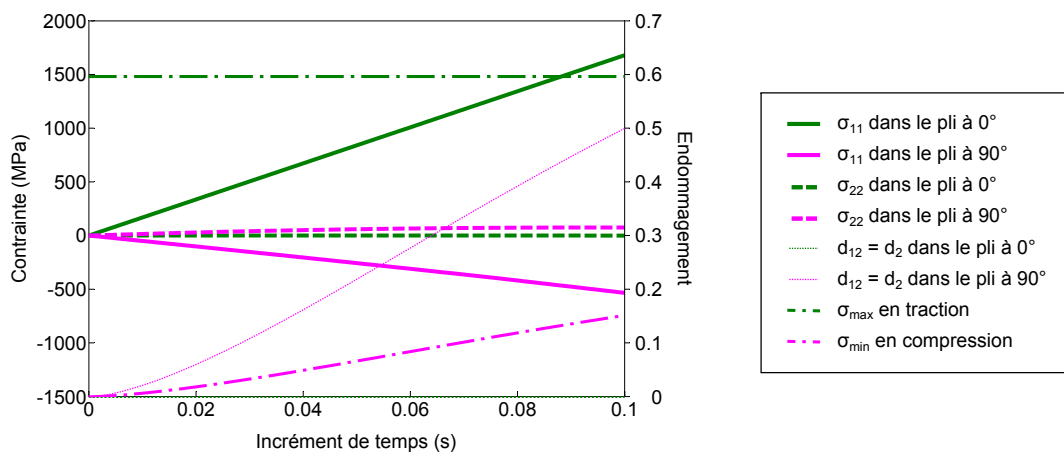
3.4.1 Simulation statique : mise en évidence du rôle du pli à 90°

La simulation proposée ici est très simplifiée et n'a pour objectif qu'une compréhension qualitative des phénomènes mis en jeu lors de la rupture d'un stratifié quasi isotrope en fatigue. La contrainte à rupture maximale en compression est surestimée en prenant la même qu'en traction. On voit ici qu'avec cette surestimation de la résistance en compression, la rupture semble intervenir premièrement dans le pli à 0° (figures 3.15 et 3.16). Pour autant l'endommagement reste relativement élevé dans les plis à 90° (de l'ordre de $d=0.5$). De ce fait la contrainte maximale admissible en compression sens fibre est divisée par deux. Il est donc difficile d'exclure totalement une rupture du pli à 90° .

3.4.2 Cas de la fatigue

Si ce type de stratifié était soumis à des sollicitations de fatigue, l'endommagement dans le pli à 90° deviendrait beaucoup plus important. Cela est observé par de nombreux auteurs (Tong *et al.*, 1997a; Ogiwara *et al.*, 1998; Tong, 2002; Hosoi *et al.*, 2010). Il est également montré que c'est systématiquement aux interfaces du pli à 90° que s'amorce la rupture. Cependant la littérature postule que la rupture du stratifié est fixée, en grande partie, par le délaminage (qui intervient aux bords du pli à 90°). Notre modèle mis en place dans ce manuscrit prévoirait, quant à lui, une rupture sens fibre du pli en compression.

Une piste intéressante est l'étude des stratifiés renforcés dans la direction hors plan par des *pins* (épingles) (cf. figure 3.17). Si c'est bien le délaminage qui pilote la ruine du stratifié,


 Figure 3.15 – Modèle utilisé pour la simulation du stratifié $[90,-45,45,0]_s$

 Figure 3.16 – Résultat de la simulation du stratifié quasi isotrope $[90,-45,45,0]_s$

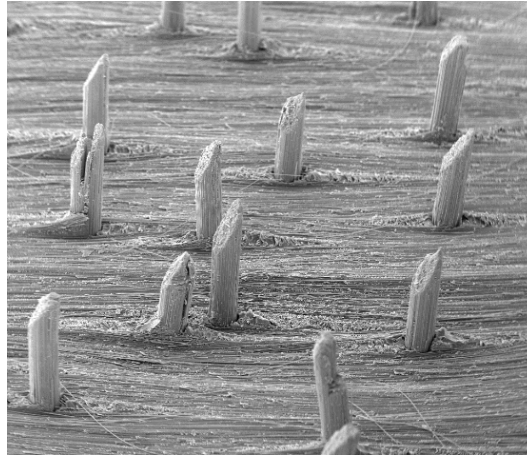


Figure 3.17 – Exemple de *pins* (Pegorin *et al.*, 2015)

l'utilisation de ces renforts 3D devrait très fortement augmenter la capacité du stratifié. Néanmoins, il est observé (Chang *et al.*, 2005; Mouritz et Chang, 2010; Pegorin *et al.*, 2015) que ces renforts n'ont que très peu d'influence sur la durée de vie d'un empilement quasi isotrope.

Cette brève analyse ne prétend aucunement donner la méthode de prédiction de la durée de vie d'un empilement quasi isotrope. Il s'agit simplement de montrer ici que le mode de rupture en compression sens fibre ne devrait pas être écarté lorsque les endommagements deviennent très importants. En effet, pour un endommagement maximal ($d \sim 1$), la modélisation proposée prévoit une déformation à rupture quasi nulle. Cela pourrait être une cause de rupture qui n'est, à notre connaissance, jamais prise en compte.

Conclusion générale

Les matériaux composites sont de plus en plus utilisés dans l'industrie pour des applications diverses et variées. Cependant pour que ces matériaux soient utilisés de manière performante, il est nécessaire de bien connaître leurs propriétés.

Cette thèse s'inscrit donc dans l'optique de mieux prédire le comportement jusqu'à rupture des matériaux composites. Dans ce cadre, un modèle est en développement au laboratoire depuis quelques années (Thollon, 2009; Miot, 2009). Ce type de modélisation, se plaçant à l'échelle *meso* (celle du pli), a déjà montré sa robustesse pour la caractérisation des composites (Ladeveze et Ledantec, 1992; Thollon et Hochard, 2009). De tels modèles considèrent généralement deux modes de ruine. Soit c'est une rupture liée à l'instabilité du stratifié, soit c'est une rupture des fibres qui est à l'origine de la rupture du pli. Concernant la rupture en traction (dans la direction des fibres), le modèle utilisé stipule que :

$$\text{Si } \sigma_{11} \geq \sigma_{11}^{max}(d) \quad \text{alors les fibres sont rompues.} \quad (3.1)$$

Dans le cas de la traction, l'influence de l'endommagement sur la résistance sens fibre a déjà été démontrée (Thollon, 2009). Il est en effet montré que lorsque l'endommagement devient important ($d \gtrsim 0.8$), la résistance en traction est sévèrement diminuée. Cette baisse de résistance peut atteindre 70 % pour certains matériaux. Cette baisse de résistance est associée à la mauvaise répartition du chargement entre les fibres lorsque l'endommagement devient important. Le cas de la compression semble d'autant plus délicat. Le mode de rupture privilégié dans la littérature (Rosen, 1964; Budiansky et Fleck, 1993) est lié à une instabilité des fibres à l'échelle *micro* (microflambage et *kink-band*). La matrice joue un rôle important de stabilisation. Il est perçu que, si l'endommagement devient important, les fibres ne seront plus maintenues latéralement. Cela favorisera donc l'instabilité. C'est la quantification de ce phénomène qui fait l'objet de cette thèse. Les différents chapitres de ce manuscrit tentent de répondre aux principales problématiques qui concernent ce sujet.

Chapitre 1 : Revue de bibliographie

Modélisations à l'échelle de la micro-structure. Cette première partie a permis de mettre en évidence le mode de rupture privilégié dans le cas de la compression sens fibre. Il apparaît que c'est une rupture par instabilité à l'échelle *micro* qui est la cause de la ruine à l'échelle *macro*. La littérature privilégie une rupture liée à l'apparition d'une bande de glissement (*kink-band*). Ces modèles, à l'échelle *micro*, mettent en lumière le rôle important de la matrice dans ce type de rupture. Il apparaît en effet, selon [Rosen \(1964\)](#), que la résistance en compression décroît linéairement avec l'endommagement. Ces modélisations à l'échelle *micro* nécessitent cependant des confrontations expérimentales.

Méthodes expérimentales. La première étape de cette analyse a consisté à énoncer trois conditions de validité concernant la réalisation d'un essai de compression, ces trois conditions étant les suivantes :

C_1 : La rupture doit intervenir dans la zone utile.

C_2 : Les champs de contraintes et de déformations doivent être homogènes.

C_3 : Le flambage de l'éprouvette doit être évité.

Il a ensuite été montré que le choix d'un essai n'était pas anodin. Les essais de la norme étaient, par exemple, inaptes à remplir ces trois conditions. Plusieurs solutions sont donc apparues pour mesurer la limite à rupture en compression sens fibre avec efficacité. La première était de réaliser les essais de compression pure sur des éprouvettes peu élancées et présentant une faible variation de section. La difficulté de ce type d'essai réside dans le fait que les éprouvettes se brisent préférentiellement dans les mors. Une autre solution consiste à réaliser des essais avec concentrations de contraintes. Dans ce cas, la rupture a bien lieu proche de la singularité mais nécessite un calcul inverse plus complexe. Enfin une dernière méthode consiste à utiliser des sollicitations de flexion qui stabilisent l'éprouvette. Les résultats présentent des variabilités faibles mais font intervenir un effet de structure dans l'épaisseur qui rajoute de la complexité au problème. De plus, la réalisation du calcul inverse pour ce type d'essai est difficile et nécessite de nombreuses hypothèses.

Chapitre 2 : Mesure du comportement en compression et influence de l'endommagement

Essai de compression avec un champ homogène. Dans un premier temps, il est décidé de travailler sur des éprouvettes tubulaires afin de réaliser un essai de compression pure sur champ homogène.

Éprouvettes saines. Cette première étude se limite à l'étude d'éprouvettes saines. L'objectif est de montrer que le protocole expérimental mis en place ici est capable de respecter les

trois conditions préalablement établies. Plusieurs éprouvettes tubulaires, avec des géométries différentes, ont donc été définies et testées afin de trouver laquelle était la plus apte à la réalisation d'un essai de compression pure. Une fois l'éprouvette choisie, l'essai de compression a pu être réalisé. Le comportement non-linéaire du pli a bien été modélisé et une déformation à rupture a pu être mesurée.

Éprouvettes endommagées. Suite au choix de l'éprouvette optimale, les essais de compression pure sur support endommagé ont été réalisés. L'influence de l'endommagement sur la résistance en compression a bien été montrée. Il est apparu que l'endommagement abaissait linéairement la déformation à rupture. Cependant la rigidité des éprouvettes dans le sens fibre n'était pas modifiée. Physiquement, cela provient du fait que ce sont les fibres qui fixent la rigidité du matériau. Si celles-ci restent intactes, la rigidité reste inchangée. Concernant la rupture, c'est bien la matrice qui sert de stabilisateur des fibres. Si celle-ci est endommagée, l'instabilité des fibres en compression est trop importante, ce qui précipite la ruine du pli.

Essai de compression avec concentrations de contraintes. Cette partie a eu pour objectif de se rapprocher d'une structure réelle avec des champs de déformations non-uniformes.

Éprouvettes saines. Des éprouvettes saines avec concentrations de contraintes ont été utilisées dans un premier temps. Cela a montré que les méthodes *average stress* et *point stress* étaient efficaces dans le cas de la compression. L'accès à la déformation à rupture est donc possible *via* l'introduction d'un volume caractéristique (défini par la longueur caractéristique).

Éprouvettes endommagées. Le cas des éprouvettes endommagées a ensuite été étudié. L'endommagement est introduit par une méthode originale basée sur des découpes et des sollicitations successives de plaques. Il apparaît que le modèle identifié sur les éprouvettes tubulaires se retrouve bien dans le cas d'essais avec concentrations de contrainte. Il est néanmoins remarqué que le volume caractéristique semble diminuer lorsque l'endommagement augmente. Cela semble physique si l'on adopte le point de vue de [Whitney et Nuismer \(1974\)](#). Il est en effet montré que le volume caractéristique correspond au volume nécessaire pour que suffisamment de défauts soit présents pour favoriser la rupture du pli. Si l'on considère que l'endommagement est un défaut parmi d'autres, augmenter l'endommagement revient à augmenter le nombre de défauts. Dans ce cas là, le volume nécessaire pour avoir suffisamment de défauts est donc plus faible que pour un matériau sain.

Couplage avec le cisaillement. Une dernière étude s'est intéressée au couplage entre le cisaillement et la déformation à rupture. Il a été montré qu'il était complexe de dissocier ali-

gnement des fibres et endommagement de la matrice. En effet, dès que les fibres présentent un défaut d'alignement, l'application d'un effort de compression entraîne un cisaillement de la matrice qui provoque son endommagement. Ce phénomène a été quantifié d'un point de vue numérique avec le modèle identifié sur les éprouvettes tubulaires. Des essais ont également été réalisés et montrent que la baisse de résistance en fonction de l'alignement des fibres est bien visible. Néanmoins cette baisse de résistance reste très inférieure aux prédictions prévues par les modèles micromécaniques (Budiansky et Fleck, 1993). Cela se trouve confirmé par d'autres auteurs et semble lié à la répartition pseudo-aléatoire des fibres. Les fibres les moins désalignées stabilisant celles qui le sont davantage.

Chapitre 3 : Perspectives sur le dimensionnement des stratifiés

Étude des mécanismes de ruine pour un empilement [45,-45,90,-45,45]. Cette étude a eu pour objectif de montrer que les résultats acquis dans le chapitre 2 ne se limitent pas au cas de la compression pure (ou même de la flexion). Lors d'un chargement sur un empilement quelconque, certains plis peuvent être en compression. Si ces derniers sont fortement endommagés, le critère de rupture avec baisse de résistance en compression se doit d'être pris en compte. Les résultats actuels montrent que l'empilement considéré pourrait se rompre à cause du pli à 90° (sollicité en compression sens fibre et fortement endommagé). Ces résultats sont difficiles à valider d'un point de vue expérimental puisque le délaminage pourrait jouer un rôle important. Le travail réalisé, pour le moment, ne permet pas totalement d'écarter ce mode de rupture.

Durée de vie d'un stratifié quasi isotrope. La même idée est ici présentée en s'intéressant à la durée de vie d'un empilement quasi isotrope en fatigue. Il apparaît ici aussi que toutes les conditions seraient réunies pour que le pli à 90° (en compression sens fibre) soit à l'origine de la rupture. Cette conjecture nécessite cependant d'être confortée par des expériences et des simulations numériques plus poussées.

Bibliographie

ABAQUS (10). *Abaqus Analysis User's Manual*.

ADAMS, D. (2005). Current compression test methods. *High-Performance Composites*.

ALLIX, O., FELD, N., BARANGER, E., GUIMARD, J. et HA-MINH, C. (2014). The compressive behaviour of composites including fiber kinking : modelling across the scales. *Meccanica*.

ALLIX, O. et LADEVEZE, P. (1992). Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination. *Composites Structures*.

ALLIX, O., LADEVEZE, P. et VITTECOQ, E. (1994). Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression. *Composites Science and Technology*.

ALLIX, O., LADEVEZE, P., VITTECOQ, E. et GIRARD, H. (1984). Composites 2D à fibres haute résistance : caractérisation du comportement de compression.

ANSAR, M., XINWEI, W. et CHOUWEI, Z. (2011). Modeling strategies of 3D woven composites : A review. *Composite Structures*, 93(8):1947–1963.

ANTHOINE, O., GRANDIDIER, J. C. et DARIDON, L. (1998). Pure compression testing of advanced fibre composites. *Composites science and technology*, 58(5):735–740.

ARAMIS (2015). [http : //www.gom.com](http://www.gom.com).

ARGON, A. S. (1972). Fracture of composites. *Treatise on Material Science and Technology*, 1:79–114.

BARAL, N., DAVIES, P., BAILEY, C. et BIGOURDAN, B. (2008). Delamination behaviour of very high modulus carbon/epoxy marine composites. *Composites Science and Technology*.

BARBERO, E. J. et TOMBLIN, J. (1996). A damage mechanics model for compression strength of composites. *International journal of solids and structures*, 33(29):4379–4393.

BLASQUEZ, A., MANTIC, V., PARIS, F. et MC CARTNEY, N. (2009). Bem analysis of damage

- progress in 0/90 laminates. *Engineering Analysis with Boundary Elements*.
- BOIS, C. (2003). *Mesure et prévision des l'évolution des endommagements dans les composites stratifiés*. Thèse de doctorat, Université d'Aix Marseille.
- BOIS, C., MONTAGNIER, O. et HOCHARD, C. (2007). Caractérisation du comportement en compression des matériaux composites par essais de flexion pure. *In Journées Nationales des composites*.
- BRUNET, M. (2011). *Mécanique des structures et des matériaux*. Lyon, INSA lyon édition.
- BUDIANSKY, B. et FLECK, N. A. (1993). Compressive failure of fibre composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(1):183–211.
- CARBAJAL, N. et MUJICA, F. (2009). Determination of compressive strength of unidirectional composites by three-point bending tests. *Polymer Testing*, 28(2):150–156.
- CASARI, P., LADEVÈZE, P. et CHOU, T.-W. (1999). Damage modeling and characterization of a three-dimensional woven composite. *International Conference on Composites Materials*.
- CHALAYE, H. (2002). Les matériaux composites, dynamisme et innovation. *Sessi, Ministère de l'Economie, des Finances et de l'Industrie*.
- CHAMBARD, J., JAMINION, S., TAZEROUALTI, M., GALERNE, C. et HILD, F. (2009). Mesure de champs de déplacements 3d par corrélation d'images – étude métrologique et application sur structures composites. *In Comptes rendus des JNC 16*.
- CHANG, P., MOURITZ, A. et COX, B. (2005). Properties and failure mechanisms of z-pinned laminates in monotonic and cyclic tension. *Composites Part A*.
- CHISHTI, M., WANG, C. H., THOMSON, R. S. et ORIFICI, A. C. (2012). Characterising fibre compression fracture toughness of composites using bearing tests. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43(10):1775–1782.
- CHOI, S. W., HAHN, H. T. et SHYPRYKEVICH, P. (2002). Damage development in notched composite laminates under compression-dominated fatigue. *Composites science and technology*, 62(6):851–860.
- COX, B. N., CARTER, W. C. et FLECK, N. A. (1994). A binary model of textile composites - i. formulation. *Acta metall. mater.*
- DE CARVALHO, N., PINHO, S. et ROBINSON, P. (2011). An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression. *Composites Science*

- and Technology*, 71(10):1316–1325.
- DE CARVALHO, N., PINHO, S. et ROBINSON, P. (2012). Analytical modelling of the compressive and tensile response of woven composites. *Composite Structures*, 94(9):2724–2735.
- DRAPIER, S., DARIDON, L. et GRANDIDIER, J. C. (1999a). INFLUENCE OF SOME STRUCTURAL PARAMETERS ON BOTH THEORETICAL AND EXPERIMENTAL COMPRESSIVE STRENGTH OF LAMINATES.
- DRAPIER, S., GARDIN, C., GRANDIDIER, J. C. et POTIER-FERRY, M. (1996). Structure effect and microbuckling. *Composites science and technology*, 56(7):861–867.
- DRAPIER, S., GRANDIDIER, J. C. et POTIER-FERRY, M. (1999b). Towards a numerical model of the compressive strength for long fibre composites. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 18(1):69–92.
- EGLITS, E., KALNINS, K. et OZOLINS, O. (2009). Experimental and numerical study on buckling of axially compressed composite cylinders.
- EYER, G., HOCHARD, C., MONTAGNIER, O. et CHARLES, J.-P. (2014). Effect of transverse damage on compressive strength in fiber direction for cfrp. *In European Conference on Composites Materials - Sevilla*.
- EYER, G., MONTAGNIER, O., CHARLES, J.-P. et HOCHARD, C. (2013). Effet de l'endommagement transverse sur la résistance en compression sens fibre d'un composite carbone/époxy. *In Journées Nationales des composites - Nantes*.
- EYER, G., MONTAGNIER, O., CHARLES, J.-P. et HOCHARD, C. (2015a). Design of a composite tube for pure compressive test. *Materials and Design*.
- EYER, G., MONTAGNIER, O., HOCHARD, C. et CHARLES, J.-P. (2015b). Fatigue damage and fiber failure. *In International Conference on Fatigue of Composites - Paris*.
- EYER, G., MONTAGNIER, O., HOCHARD, C., CHARLES, J.-P. et MAZEROLLE, F. (2015c). Influence de l'alignement des fibres sur la rupture des composites en compression sens fibre. *In Journées Nationales des composites - Villeurbanne*.
- FELD, N. (2011). *Vers un pont micro-meso de la rupture en compression des composites stratifiés*. Thèse de doctorat, ENS CACHAN, Cachan.
- FELD, N., ALLIX, O., BARANGER, E. et GUIMARD, J. (2011a). Micro-mechanical prediction of ud laminates behavior under combined compression up to failure : influence of matrix

- degradation. *Journal of Composite Materials*.
- FELD, N., ALLIX, O., BARANGER, E. et GUIMARD, J. (2012). A micromechanics-based mesomodel for unidirectional laminates in compression up to failure. *Journal of Composite Materials*.
- FELD, N., ALLIX, O., BARANGER, E., GUIMARD, J. M. *et al.* (2011b). A micromechanics-based mesomodel for unidirectional laminates in compression. In *Proceedings of the 3rd ECCO-MAS Thematic Conference on the Mechanical Response of Composites*, page 61–68.
- FLECK, N. A. (1997). Compressive failure of fiber composites. *Advances in applied mechanics*, 33.
- FLECK, N. A., JELF, P. M. et CURTIS, P. (1995). Compressive failure of laminated and woven composites. *Journal of Composites Technology and Research*, 17(3):212–220.
- FLECK, N. A. et SHU, J. Y. (1995). Microbuckle initiation in fibre composites : a finite element study. *J. Mech. Phys. Solids*.
- GAO, F., BONIFACE, L., OGIN, S. L., SMITH, P. A. et GREAVES, R. P. (1999). Damage accumulation in woven-fabric CFRP laminates under tensile loading : Part 1. observations of damage accumulation. *Composites science and technology*, 59(1):123–136.
- GARLAND, B. D., BEYERLEIN, I. J. et SCHADLER, L. S. (2001). The development of compression damage zones in fibrous composites. *Composites Science and Technology*, 61(16):2461–2480.
- GIBSON, A., TORRES, M. O., BROWNE, T., FEIH, S. et MOURITZ, A. (2010). High temperature and fire behaviour of continuous glass fibre/polypropylene laminates. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(9):1219–1231.
- GORNET, L. (2010). *Généralités sur les matériaux composites*.
- GRANDIDIER, J. C. (1991). *Compression et microflambage dans les matériaux composites à fibres longues*. Thèse de doctorat, Metz, Metz.
- GRANDIDIER, J.-C., CASARI, P. et JOCHUM, C. (2012). A fibre direction compressive failure criterion for long fibre laminates at ply scale, including stacking sequence and laminate thickness effects. *Composite Structures*, 94(12):3799–3806.
- GUIDE, M. U. (1998). *The mathworks. Inc., Natick, MA*, 5.
- GUIMARD, J. M. (2007). *Contribution à la modélisation de l'absorption d'énergie dans les*

- composites stratifiés par fragmentation et délaminage sous sollicitations dynamiques*. Thèse de doctorat, ENS Cachan, Cachan.
- GUTKIN, R., PINHO, S., ROBINSON, P. et CURTIS, P. (2010). On the transition from shear-driven fibre compressive failure to fibre kinking in notched CFRP laminates under longitudinal compression. *Composites Science and Technology*, 70(8):1223–1231.
- HAYS, C. C., KIM, C. P. et JOHNSON, W. L. (2000). Microstructure controlled shear band pattern formation and enhanced plasticity of bulk metallic glasses containing in situ formed ductile phase dendrite dispersions. *Physical Review Letters*, 84(13):2901–2904.
- HOCHARD, C., LAHELLEC, N. et BORDREUIL, C. (2007). A ply scale non-local fibre rupture criterion for cfrp woven ply laminated structures. *Composites Structures*.
- HOCHARD, C., MIOT, S., LAHELLEC, N., MAZEROLLE, F., HERMAN, M. et CHARLES, J. (2009). Behaviour up to rupture of woven ply laminate structures under static loading conditions. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(8):1017 – 1023. Special Issue : 15th French National Conference on Composites - {JNC15}.
- HOSOI, A., SATO, N., KUSUMOTO, Y., FUJIWARA, K. et KAWADA, H. (2010). High-cycle fatigue characteristics of quasi-isotropic cfrp laminates over 108 cycles (initiation and propagation of delamination considering interaction with transverse cracks). *International journal of fatigue*.
- HUHNE, C., ROLFES, R., BREITBACH, E. et TESSMER, J. (2008). Robust design of composite cylindrical shells under axial compression — simulation and validation. *Thin-Walled Structures*.
- HULT, J. (1974). Creep in continua and structures. *Springer*.
- HUTCHINSON, J. (2010). Knockdown factors for buckling of cylindrical and spherical shells subject to reduced biaxial membrane stress. *International journal of solids and structures*.
- ILYAS, M., LACHAUD, F., ESPINOSA, C. et SALAUN, M. (2009). Dynamic delamination of aeronautic structural composites by using cohesive finite elements. *In International Conference on Composite Materials*.
- JELF, P. et FLECK, N. (1992). Compression failure mechanisms in unidirectional composites. *Journal of Composite Materials*, 26(18):2706–2726.
- JUMAHAT, A., SOUTIS, C., JONES, F. et HODZIC, A. (2010). Fracture mechanisms and failure analysis of carbon fibre/toughened epoxy composites subjected to compressive loading.

- Composite Structures*, 92(2):295–305.
- KACHANOV, L. (1958). Time of the rupture process creep conditions. *Izv. Akad. Nauk SSR Otd Tekh.*
- KIM, D. et HONG, C. (1992). A simple sublaminar approach to the design of thick composite laminates for suppression of free-edge delamination. *Composites Science and Technology*.
- KUWATA, M. et HOGG, P. (2011). Interlaminar toughness of interleaved cfrp using non-woven veils : Part 1. mode-i testing. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 42(10):1551–1559.
- KYRIAKIDES, S., ARSECULERATNE, R., PERRY, J. et LIECHTI, K. M. (1995). On the compressive failure of fiber reinforced composites. *International journal of solids and structures*, 32(6-7):689–738.
- L. B. GRESZCZUK (1975). Microbuckling failure of circular fiber-reinforced composites. *AIAA Journal*, 13(10):1311–1318.
- LACHAUD, F. (1997). *Délaminage de matériaux composites à fibres de carbon et à matrices organiques : étude numérique et expérimentale suivi par emission acoustique*. Thèse de doctorat, Université Paul Sabatier.
- LACHAUD, F., ESPINOSA, C. et MICHEL, L. (2011). Prévion de l'endommagement de composites stratifiés carbone-epoxy sous chargement de type impact. *In Journées Nationales des composites*.
- LACHAUD, F., LORRAIN, B., MICHEL, L. et BARRIOL, R. (1997). Experimental and numerical study of delamination caused by local buckling of thermoplastic and thermoset composites. *Composites Sciences and Technology*.
- LACKEY, E., VAUGHAN, J., GUPTA, S., RAWLS, S., WIMBROW, W. et SMITH, C. (2007). Comparison of compression test methods for pultruded composites. *Composites and Polycon American Composites Manufacturers Association*.
- LADEVEZE, P. et LEDANTEC, E. (1992). Damage modelling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology*, 43(3):257–267.
- LADEVEZE, P., REMOND, Y. et VITTECOQ, E. (1989). Essais mécaniques sur composites à hautes performances : difficultés et critères de validité. *Bulletin S.F.M.*
- LAFFAN, M., PINHO, S., ROBINSON, P., IANNUCCI, L. et MCMILLAN, A. (2012a). Measurement

- of the fracture toughness associated with the longitudinal fibre compressive failure mode of laminated composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43(11): 1930–1938.
- LAFFAN, M., PINHO, S., ROBINSON, P et McMILLAN, A. (2012b). Translaminar fracture toughness testing of composites : A review. *Polymer Testing*, 31(3):481–489.
- LAGUNEGRAND, L., LORRIOT, T., HARRY, R., WARGNIER, H. et QUENISSET, J. (2006). Initiation of free-edge delamination in composite laminates. *Composites Science and Technology*.
- LECKIE, F. (1978). The constitutive equations of continuum creep damage mechanics. *Springer*.
- LEE, J. et SOUTIS, C. (2007). A study on the compressive strength of thick carbon fibre–epoxy laminates. *Composites science and technology*, 67(10):2015–2026.
- LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J. (2009). *Formulation thermodynamique*.
- LEMAITRE, J. et CHABOCHE, J.-L. (1974). A nonlinear model of creep-fatigue damage cumulation and interaction. *Springer*.
- MARGUET, S. (2007). *Contribution à la modélisation du comportement mécanique des structures sandwichs soumises à l'impact*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Nantes, Nantes.
- MEMON, B.-A. et SU, X.-z. (2004). Arc-length technique for nonlinear finite element analysis. *JOURNAL-ZHEJIANG UNIVERSITY SCIENCE*, 5(5):618–628.
- MIOT, S. (2009). *Rupture de structures composites stratifiées sous chargements statique et de fatigue*. Thèse de doctorat.
- MONTAGNIER, O. (2005). *Tubes composites à grande vitesse de rotation : analyse expérimentale et modélisation*. Thèse de doctorat, Provence, Marseille.
- MONTAGNIER, O. et HOCHARD, C. (2004). Compression characterization of woven carbon/epoxy with a pure bending test. Rapport technique, Laboratoire de Mécanique et d'Acoustique.
- MONTAGNIER, O. et HOCHARD, C. (2005). Compression characterization of high-modulus carbon fibers. *Journal of Composite Materials*, 39:35–49.
- MOULINEC, H. et SUQUET, P. (1998). A numerical method for computing the overall response of nonlinear composites with complex microstructure. *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*

- MOURITZ, A. et CHANG, P. (2010). Tension fatigue of fibre-dominated and matrix-dominated laminates reinforced with z-pins. *International journal of fatigue*.
- MRSE, A. M. et PIGGOTT, M. R. (1993). Compressive properties of unidirectional carbon fibres laminates : II. the effects of unintentional and intentional fibre misalignments. *Composites Science and Technology*.
- MURAKAMI, S. (1983). Notion of continuum damage mechanics and its application to anisotropic creep damage theory. *J. Eng. Mater. Technol.*
- NAFIDI, A. (2010). Fractography of compression failed carbon fiber reinforced plastic composite laminates.
- NAIK, N. K., TIWARI, S. I. et KUMAR, R. S. (2003). An analytical model for compressive strength of plain weave fabric composites. *Composites science and technology*, 63(5): 609–625.
- NASA (1965). Buckling of thin walled circular cylinders. *Technical report*.
- OGIHARA, S., TAKEDA, N., KOBAYASHI, S. et KOBAYASHI, A. (1998). Effects of stacking sequence on microscopic fatigue laminate damage development in quasi-isotropic CFRP laminates with interlaminar-toughened layers. *Composites Science and Technology*.
- OSADA, T., NAKAI, A. et HAMADA, H. (2003). Initial fracture behavior of satin woven fabric composites. *Composite Structures*, 61(4):333–339.
- PANSART, S., SINAPIUS, M. et GABBERT, U. (2009). A comprehensive explanation of compression strength differences between various CFRP materials : Micro-meso model, predictions, parameter studies. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(4):376–387.
- PEGORIN, F., PINGKARAWAT, K., DAYNES, S. et MOURITZ, A. (2015). Influence of z-pin length on the delamination fracture toughness and fatigue resistance of pinned composites. *Composites Part B*.
- PIGGOTT, M. R. (1995). The effect of fibre waviness on the mechanical properties of unidirectional fibre composites : A review. *Composites Science and Technology*.
- PIGGOTT, M. R. et WILDE, P. (1980). Compressive strength of aligned steel reinforced epoxy resin. *Journal of Materials Science*, 15(11):2811–2815.
- PINHO, S., ROBINSON, P. et IANNUCCI, L. (2006). Fracture toughness of the tensile and com-

- pressive fibre failure modes in laminated composites. *Composites Science and Technology*, 66(13):2069–2079.
- PINHO, S., ROBINSON, P. et IANNUCCI, L. (2009). Developing a four point bend specimen to measure the mode I intralaminar fracture toughness of unidirectional laminated composites. *Composites Science and Technology*, 69(7-8):1303–1309.
- PRABHAKAR, P. et WAAS, A. (2013). Interaction between kinking and splitting in the compressive failure of unidirectional fiber reinforced laminated composites. *Composite Structures*, 98:85–92.
- QASIM, M. M. et THE, S. K. (1979a). Combined total body irradiation and local radiation therapy in oat cell carcinoma of the bronchus. *Clinical radiology*, 30(2):161–163. PMID : 219983.
- QASIM, M. M. et THE, S. K. (1979b). Combined total body irradiation and local radiation therapy in oat cell carcinoma of the bronchus. *Clinical radiology*, 30(2):161–163. PMID : 219983.
- RAASCH (1998). Table rolling produces durable large diameter aircraft ducts. *Inside Manufacturing*.
- ROBOTNOV (1968). *Creep Rupture*. Stanford.
- ROSEN, B. W. (1964). Mechanics of composite strengthening. In *Fibre Composite Materials*, American Society for metals, pages 37–75.
- SELA, N. et ISHAI, O. (1989). Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials : a review. *Composites*, 20(5):423–435.
- SHOKRIEH, M. M. et OMIDI, M. J. (2009). Compressive response of glass–fiber reinforced polymeric composites to increasing compressive strain rates. *Composite Structures*, 89(4): 517–523.
- SINI, J. F. (2009). *Mécanique des fluides*. ECN. Nantes, ECN édition.
- SLAUGHTER, W. et FLECK, N. (1993). Compressive fatigue of fibre composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(8):1265–1284.
- SOSA, E. et GODOY, A. (2010). Challenges in the computation of lower-bound buckling loads for tanks under wind pressures. *Thin-Walled Structures*, 48(12):935 – 945.
- TAN, H. et YAO, L. Y. (2013). Feasibility analysis of inter-laminar toughening for improving

- delamination resistance. *Manufacturing Letters* 1.
- THOLLON, Y. (2009). *Analyse du comportement à rupture de composites stratifiés constitués de plis tissés sous chargements statique et de fatigue*. Thèse de doctorat.
- THOLLON, Y. et HOCHARD, C. (2009). A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mechanics of Materials*, 41(7):820 – 827.
- TONG, J. (2002). Characteristics of fatigue crack growth in gfrp laminates. *International Journal of Fatigue*.
- TONG, J., GUILD, F., OGIN, S. et SMITH, P. (1997a). On matrix crack growth in quasi-isotropic laminates - i. experimental investigation. *Composites Sciences and Technology*.
- TONG, J., GUILD, F., OGIN, S. et SMITH, P. (1997b). On matrix crack growth in quasi-isotropic laminates - ii. finite element analysis. *Composites Sciences and Technology*.
- TRIANTAFYLIDIS, N. et SCHNAIDT, W. C. (1993). Comparison of microscopic and macroscopic instabilities in a class of two-dimensional periodic composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(9):1533–1565.
- TURMEL, D. J. et PARTIRIDGE, I. (1996). Heterogeneous pheterogeneous phase separation around fibres in epoxy/pei blends and its effect on composite delamination resistance has separation around fibres in epoxy/pei blends and its effect on composite delamination resistance. *Composites Science and Tehnology*.
- VELTHEM, P V., BALLOUT, W., DAOUST, D., SCLAVONS, M., CORDENIER, F., HENRY, E., DUMONT, D., DESTOOP, V., PARDOEN, T. et BAILLY, C. (2015). Influence of thermoplastic diffusion on morphology gradient and on delamination toughness of rtm-manufactured composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 72(0):175 – 183.
- VINET, A. et GAMBY, D. (2008). Prediction of long-term mechanical behaviour of fibre composites from the observation of micro-buckling appearing during creep compression tests. *Composites Science and Technology*, 68(2):526–536.
- VOGLER, T., HSU, S.-Y. et KYRIAKIDES, S. (2001). On the initiation and growth of kink bands in fiber composites. part II : analysis. *International Journal of Solids and Structures*, 38(15): 2653–2682.
- VOGLER, T. J. et KYRIAKIDES, S. (1999). Inelastic behavior of an AS4/PEEK composite under combined transverse compression and shear. part i : experiments. *International Journal of Plasticity*, 15(8):783–806.

- VOGLER, T. J. et KYRIAKIDES, S. (2001). On the initiation and growth of kink bands in fiber composites : Part i. experiments. *International journal of solids and structures*, 38(15): 2639–2651.
- W. C. YOUNG, R. G. B. (2002). *Roark's Formulas for Stress and Strain*. McGraw-Hill.
- WEIBULL, W. (1951). Wide applicability. *Journal of applied mechanics*.
- WHITNEY, J. et NUISMER, R. (1974). Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*.
- WISNOM, M. (1990). The effect of fibre misalignment on the compressive strength of unidirectional carbon fibre/epoxy. *Composites*.
- WISNOM, M. (1993). Nonlinear analysis of misaligned unidirectional carbon fibre-epoxy compression specimens. *Composites Engineering*.
- WISNOM, M. R. (1999). Size effects in the testing of fibre-composite materials. *Composites Science and Technology*.
- WISNOM, M. R. et ATKINSON, J. W. (1997). Constrained buckling tests show increasing compressive strain to failure with increasing strain gradient. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 28(11):959–964.
- WONG, D. W., LIN, L., MCGRIL, P. T., PEIJS, T. et HOGG, P. J. (2010). Improved fracture toughness of carbon fibre/epoxy composite laminates using dissolvable thermoplastic fibres. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(6):759–767.
- YURGARTIS, S. (1987). Measurement of small angle fiber misalignments in continuous fiber composites. *Composites Science and Technology*, 30(4):279–293.

Annexe A

Modèle d'endommagement développé au laboratoire

Le modèle d'endommagement pour les plis tissés développé au laboratoire ([Hochard et al., 2009](#)) est basé sur le modèle proposé par [Ladeveze et Ledantec \(1992\)](#). Il en reprend donc les grandes idées en ajoutant une extension au cas des plis tissés.

L'hypothèse de base est de dire que l'on peut considérer un pli tissé comme un empilement de deux plis unidirectionnel à 0° et à 90° en respectant leurs proportions relatives. Ces plis sont appelés plis unidirectionnels virtuels équivalents. Ce qui permet de définir avec efficacité les évolutions des endommagements et de conjecturer que ces plis possèdent la même déformation (figure [A.1](#)).

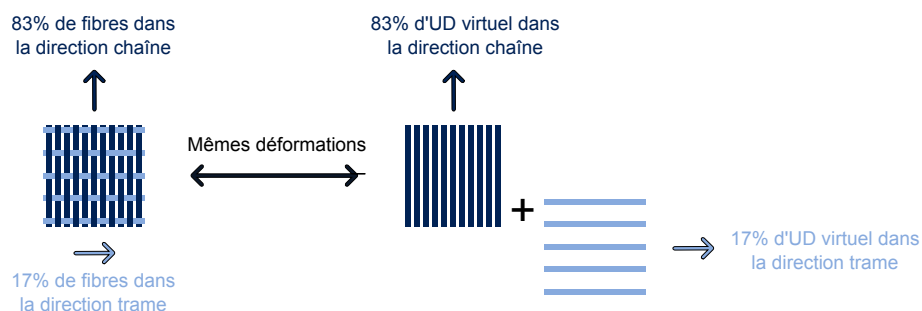


Figure A.1 – Généralisation du modèle d'endommagement pour les tissés : exemple dans le cas d'un tissu verre/epoxy déséquilibré 1055ES18

A.1 Endommagement

Pour chaque pli unidirectionnel équivalent, plusieurs variables internes d'endommagement sont définies :

- d_{11} qui traduit l'endommagement dans le sens fibre
- d_{22} qui représente la baisse de rigidité de la matrice
- d_{12} qui représente la baisse de rigidité en cisaillement

Cela permet donc de définir les baisses de rigidité dans les différentes directions :

$$E_{11} = E_{11}^0(1 - d_{11}) \quad (\text{A.1})$$

$$E_{22} = E_{22}^0(1 - d_{22}) \quad (\text{A.2})$$

$$E_{12} = E_{12}^0(1 - d_{12}) \quad (\text{A.3})$$

Pour décrire l'évolution des variables d'endommagement, il faut poser un cadre thermodynamique qui quantifie l'énergie de déformation dans le pli. Il s'agit ici de définir une énergie de déformation en fonction des variables locales (endommagements, contraintes). Ce qui a déjà été réalisé par [Ladeveze et Ledantec \(1992\)](#).

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\langle \sigma_{11} \rangle_+^2}{E_{11}^0(1 - d_1)} + \frac{\langle \sigma_{11} \rangle_-^2}{E_{11}^0} - \frac{2\nu_{12}^0}{E_{11}^0} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+^2}{E_{22}^0(1 - d_2)} + \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_-^2}{E_{22}^0} + \frac{\sigma_{12}^2}{E_{12}^0(1 - d_{12})} \right] \quad (\text{A.4})$$

Cela permet ensuite de définir des potentiels thermodynamiques associés à chacune des variables d'endommagement :

$$Y_{d_i} = \frac{\partial E_D}{\partial d_i} \quad (\text{A.5})$$

Pour prendre en compte le couplage entre traction transverse et cisaillement, une force thermodynamique équivalente est définie de la manière suivante :

$$Y_{eq} = aY_{d_{22}}^m + bY_{d_{12}}^n \quad (\text{A.6})$$

où a , b , m et n sont des coefficients de couplage.

Ces définitions permettent de définir l'évolution des endommagements sous la forme suivante :

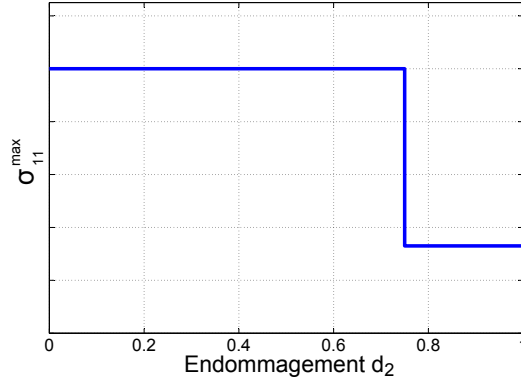


Figure A.2 – Évolution de $Y_{d_1}^{max}$ en fonction de l'endommagement d_2

$$d_{11} = 1 \quad \text{si} \quad Y_{d_{11}} \geq Y_{d_{11}}^{max}(d_{12}) \quad (\text{A.7})$$

$$d_{12} = \langle 1 - e^{Y_0 - Y_{eq}} \rangle_+ \quad \text{et} \quad \dot{d}_{22} \geq 0 \quad (\text{A.8})$$

où Y_0 représente le seuil d'apparition de l'endommagement et $Y_{d_{11}}$ la limite à rupture (au sens du potentiel thermodynamique) en traction sens fibre.

Une des hypothèses forte du modèle est que l'endommagement transverse est proportionnel à l'endommagement de cisaillement, ce qui se modélise simplement par :

$$d_{22} = c d_{12} \quad (\text{A.9})$$

A.2 Plasticité

La plasticité est décrite *via* un modèle d'écrouissage cinématique. Cette plasticité modélise le frottement qui intervient au niveau des fissures. La seule sollicitation capable de mettre en jeu ce mécanisme est le cisaillement, il y a donc un couplage entre l'apparition d'une déformation anélastique et l'endommagement. Pour représenter ce couplage, une méthode largement utilisée est de définir une contrainte effective (qui représente la surcontrainte créée par la diminution de section due à la présence de fissures) ([Lemaitre et Chaboche, 2009](#); [Hochard et al., 2009](#); [Ladeveze et Ledantec, 1992](#)) :

$$\tilde{\sigma}_{12} = \frac{\sigma_{12}}{1 - d_{12}} \quad (\text{A.10})$$

De la même manière, on définit la déformation effective (on retrouve ce résultat en écrivant simplement qu'il y a conservation de l'énergie) :

$$\tilde{\varepsilon}_{12}^p = \varepsilon_{12}^p(1 - d_{12}) \quad (\text{A.11})$$

Le modèle de plasticité est classiquement défini en décrivant la frontière f de la zone :

$$f = |\tilde{\sigma}_{12} - h\tilde{\varepsilon}_{12}^p| - R_0 \quad (\text{A.12})$$

Avec ces définitions, on est capable de décrire l'évolution d'un pli (et d'un empilement en utilisant une théorie classique des stratifiés) jusqu'à la rupture.

A.3 Modes de rupture

Deux modes de rupture sont envisagés dans le modèle :

- rupture des fibres ,
- rupture par instabilité.

La rupture des fibres est prise en compte par l'introduction de l'endommagement dans la direction 1. Cette rupture est fragile. La limite à rupture est une fonction de l'endommagement matriciel ($d_2 = d_{12}$). Elle est prise en compte dans l'évolution de l'endommagement d_{11} (équation A.7).

Le second mode de rupture est une rupture par instabilité en cisaillement. Elle apparaît lorsque :

$$\frac{\partial \sigma_{12}}{\partial \varepsilon_{12}} = 0 \quad (\text{A.13})$$

Dans le cas d'un chargement de cisaillement pur, cela apparaît lorsque $d \sim 0.5$ ([Ladeveze et Ledantec, 1992](#)).

A.4 Cas de la fatigue

La fatigue ne modifie que l'endommagement et il est considéré qu'il est possible de découpler l'endommagement en une partie liée à la statique et une partie liée à la fatigue :

$$d_{ij} = d_{ij}^s + d_{ij}^f \quad (\text{A.14})$$

Il faut donc ici aussi définir l'évolution de l'endommagement pour le cas de la fatigue :

$$\frac{\partial d_{22}^f}{\partial N} = (1 - d_{22})^\gamma \left\langle a_f Y_{d_{22}}^{\beta_1} \Delta Y_{d_{22}}^{\beta_2} + b_f Y_{d_{12}}^{\beta_3} \Delta Y_{d_{12}}^{\beta_4} - Y_0^f \right\rangle_+ \quad (\text{A.15})$$

Les variations des potentiels ΔY_{d_i} sont définies de la manière suivante :

$$\Delta Y_{d_{22}} = \frac{(\langle \sigma_{22}^{max} \rangle_+ - \langle \sigma_{22}^{min} \rangle_+)^2}{2E_{22}(1 - d_{22})^2} \quad \Delta Y_{d_{12}} = \frac{(\langle \sigma_{12}^{max} \rangle_+ - \langle \sigma_{12}^{min} \rangle_+)^2}{2E_{12}(1 - d_{12})^2} \quad (\text{A.16})$$

Toutes les valeurs numériques de ces paramètres matériaux sont résumées dans la thèse réalisée par [Miot \(2009\)](#).

Annexe B

Banc d'essai de flexion pure

B.1 Résultats bibliographiques

On a vu dans le chapitre bibliographique qu'il y avait une grande disparité pour la mesure de la résistance du pli en compression. Il apparaît cependant que les essais faisant intervenir de la flexion donnent des résultats de meilleure qualité (en terme de variabilité et de déformation à rupture) (Montagnier, 2005; Wisnom et Atkinson, 1997; Grandidier *et al.*, 2012). Il a donc été décidé de reprendre l'essai de flexion pure. Le problème relatif à cet essai (qui n'est pas souligné dans le rapport (Montagnier et Hochard, 2004)) est que la commande à effort imposé à l'aide des poulies et des poids (figure B.1) est difficile à maîtriser.

Une autre difficulté concerne l'identification du comportement en compression. Ce type d'essai fait intervenir le comportement du pli en traction ce qui est une source d'erreur s'il n'a pas été identifié au préalable. Cependant le lien entre les conditions aux limites (M_f) et les contraintes locales peut se postuler relativement facilement.

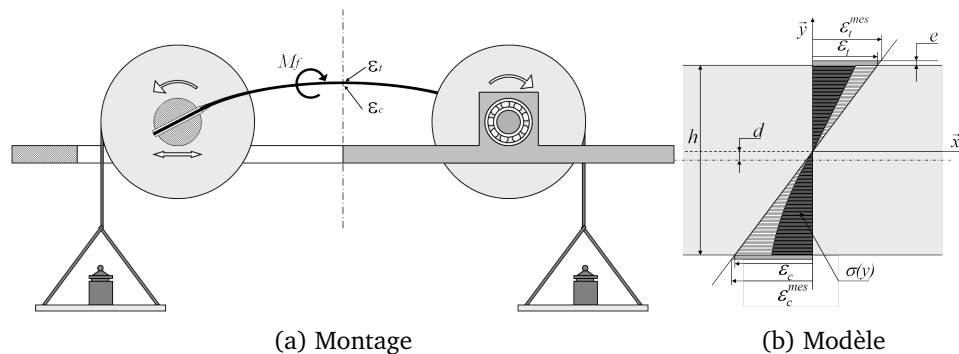


Figure B.1 – Essai de flexion pure (Montagnier, 2005)

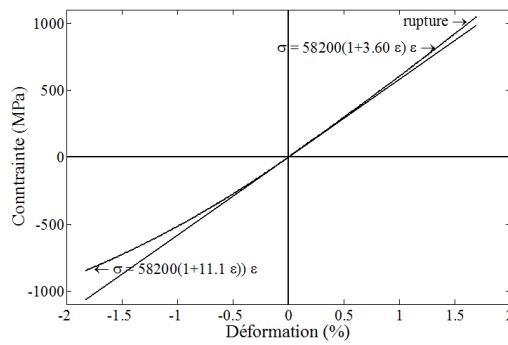


Figure B.2 – Identification du comportement sens fibre en traction-compression *via* un essai de flexion pure (Montagnier et Hochard, 2004)

Il a donc été décidé de réaliser un banc d'essai de flexion pure avec un pilotage en déplacement par des moteurs pas-à-pas. L'objectif est de dimensionner les différents organes du banc d'essai. Les grands déplacements de l'éprouvette peuvent conduire (si l'éprouvette est trop souple) à la non-rupture pour une course maximale. *A contrario* si l'éprouvette est trop raide, le couple en sortie des moteurs ne sera pas suffisant pour déformer l'éprouvette jusqu'à la rupture.

B.2 Simulations

B.2.1 Modèle

Le modèle proposé s'appuie sur les hypothèses suivantes :

- Grands déplacements
- Modèle coque
- Contraintes planes
- Moments imposés
- Comportement matériau élastique

Plusieurs matériaux ont été utilisés dont les paramètres élastiques sont les suivants :

	E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	ν_{12}	G_{12} (MPa)	G_{23} (MPa)	G_{13} (MPa)
Tissé carbone	56000	56000	0.035	3800	3800	3800
UD carbone	112000	11200	0.3	3800	3800	3800
Tissé verre (starflex)	36000	18000	0.19	4800	4800	4800
UD verre	40500	13450	0.25	4800	4800	4800

Tableau B.1 – Paramètres matériaux utilisés pour les simulations de flexion pure

B.2.2 Premières remarques

Lors du calcul analytique, l'une des hypothèses utilisées est que le champ est constant dans la largeur de l'éprouvette. La simulation EF permet de vérifier la validité d'une telle hypothèse. Il apparaît que le champ n'est pas vraiment homogène bien que l'erreur faite sur cette hypothèse reste faible (figure B.3).

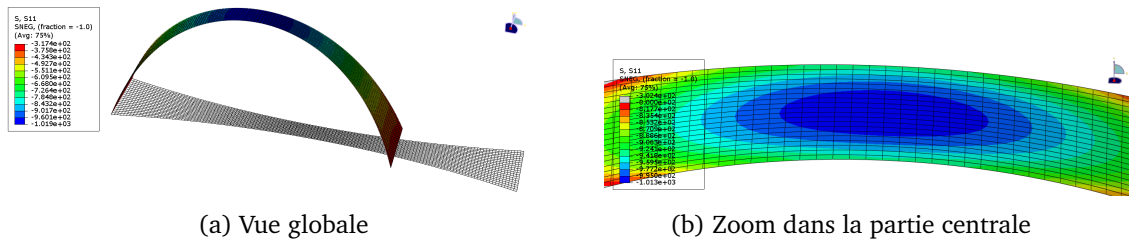


Figure B.3 – Essai de flexion pure en grands déplacements

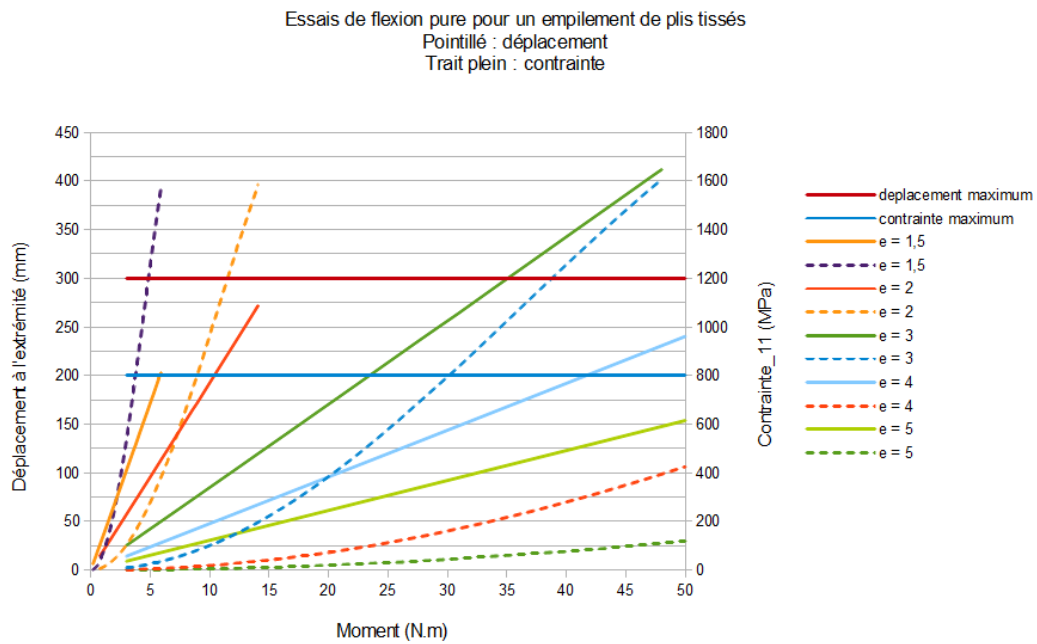
La seconde remarque concerne le déplacement de l'extrémité de l'éprouvette. On visualise bien qualitativement que les déplacements sont importants. Cela justifie l'intérêt de ces simulations afin de déterminer si l'on est en mesure de rompre l'éprouvette.

B.2.3 Études paramétriques

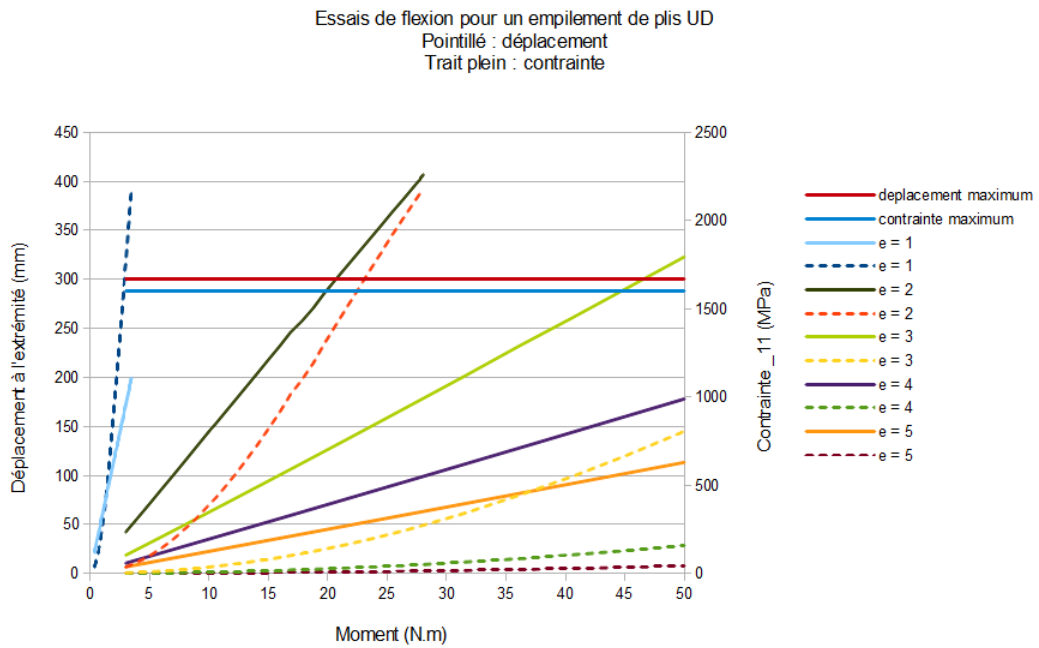
Les calculs proposés ici permettent de faire varier les paramètres géométriques afin de trouver les moteurs compatibles avec l'épaisseur de l'éprouvette. On a donc tracé les courbes $(Moment, Contrainte) = f(Déplacement)$ où :

- le moment est une des conditions aux limites,
- la contrainte est relevée dans la zone utile de l'éprouvette (dans l'élément le plus sollicité en compression),
- le déplacement est mesuré à l'extrémité de l'éprouvette.

Il est bien connu (Barbero et Tomblin, 1996) (Kyriakides *et al.*, 1995) que les défauts jouent un rôle prépondérant sur la rupture en compression du fait de l'instabilité de la rupture. La sensibilité au défaut est donc importante à prendre en compte lors de la mise



(a) Simulation sur tissé



(b) Simulation sur UD

Figure B.4 – Courbes $(Moment, Contrainte) = f(Déplacement)$ pour le carbone

en place d'un essai. Si la sensibilité au défaut est grande, la variabilité des résultats sera importante. Pour analyser cette sensibilité, on a lancé la simulation en imposant un moment non parfaitement dans l'axe. Il apparaît que ce défaut n'a que très peu d'influence sur le champ de déformations et de contraintes au centre de l'éprouvette. Cela permettra aussi

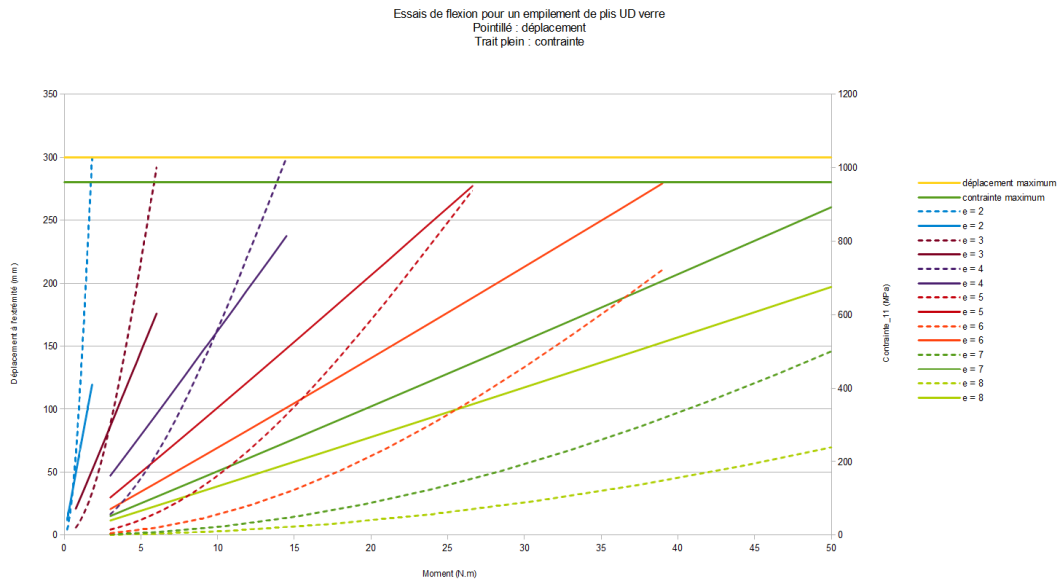


Figure B.5 – Courbes $(Moment, Contrainte) = f(Déplacement)$ pour un UD verre

de modérer les analyses réalisées dans les paragraphes suivants concernant les jeux, les rigidités et les efforts parasites.

B.3 Conception du banc d'essai

B.3.1 Choix du moteur

Le constructeur propose des réducteurs capables de fournir différents couples (figure B.6). La réduction nécessaire est de 50, cela se justifie par le choix du moteur pas-à-pas qui est imposé pour rester compatible avec les cartes de commande. Compte-tenu des analyses précédentes et pour avoir un peu de marge sur les couples maximum à fournir, il faut choisir un PGE 100/2. La gamme en dessous n'est pas suffisamment performante pour des essais sur un UD verre.

B.3.2 Solution retenue

La solution retenue est présentée figure B.7. Le montage de l'éprouvette se fait en porte à faux sur les deux moteurs. Des capteurs sont montés en série afin de mesurer le couple

Technical Data:		Reduction Ratio i:	Size:					
			PGE 12/2	PGE 25/2	PGE 50/2	PGE 100/2	PGE 200/2	PGE 500/2
Nominal output torque relating to $n_1 = 3000$ [rpm]	T_{2N} [Nm]	16	5	19	55	100	270	460
		20	5	19	55	100	270	460
		25	5	21	58	110	290	480
		28	5	21	55	100	270	460
		35	5	21	58	110	290	480
		40 / 49*	5*	21	55	100	270	460
		50		21	58	110	290	480
		70		17	50	95	290	480
		100		16	35	85	170	310

Figure B.6 – Extrait de la documentation technique des réducteurs

appliqué. Le guidage en translation est réalisé à l'aide d'un rail à billes avec lequel le jeu du guidage est réglable.

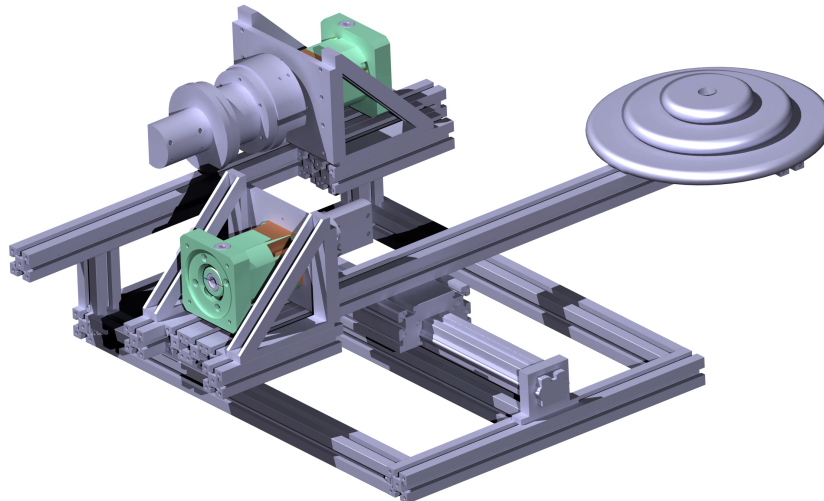


Figure B.7 – Conception du banc de mesure pour les essais de flexion pure

B.3.3 Quelques notes de calcul

B.3.3.1 Jeux dans le chariot

On veut connaître rapidement les jeux qui sont présents dans le rail afin de déterminer si le montage est hyperstatique. Cela permettra aussi d'avoir un ordre de grandeur de ces jeux.

Direction 1 :

Direction 2 :

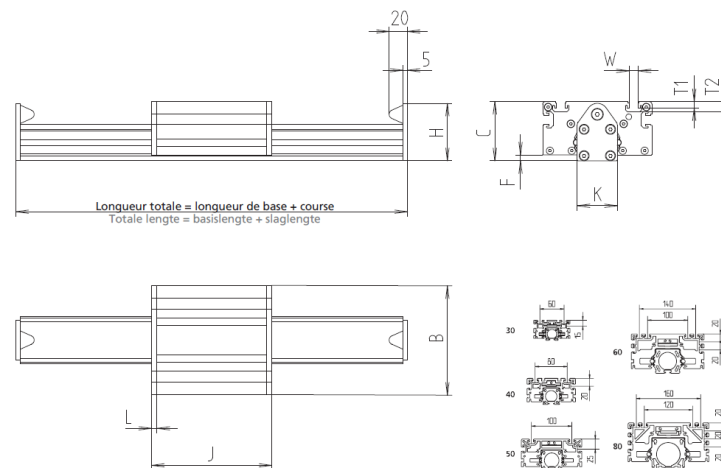
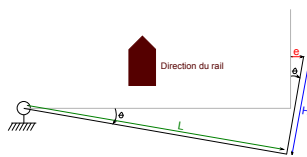


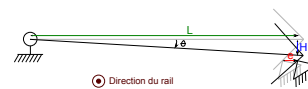
Figure B.8 – Mise en plan du rail de guidage qui sera utilisé



$$e = 0.5 \text{ mm}$$

$$H = 50 \text{ mm}$$

$$\theta \approx 0.57^\circ$$



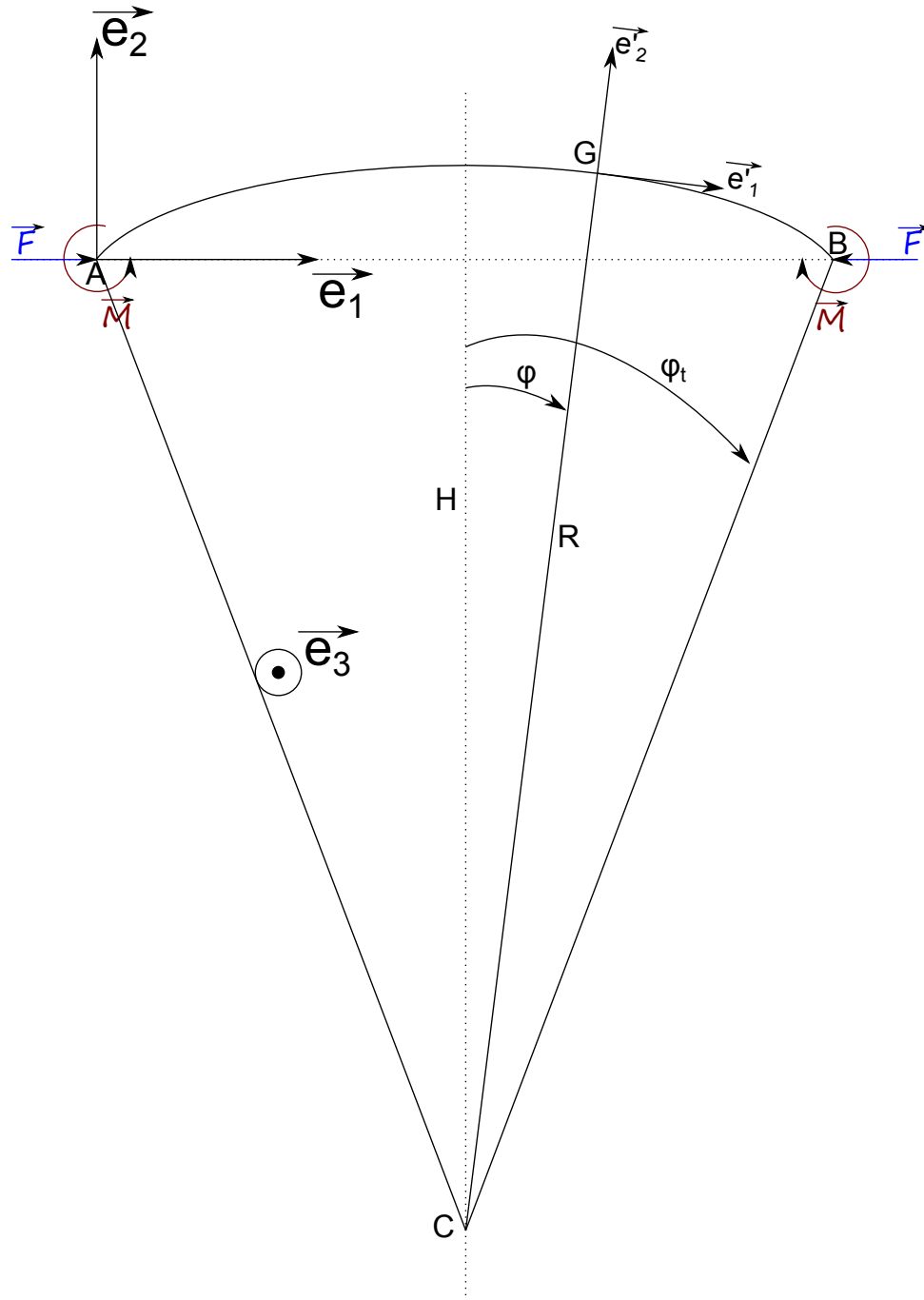
$$e = 0.5 \text{ mm}$$

$$L = 45 \text{ mm}$$

$$\theta \approx 0.63^\circ$$

B.3.3.2 Rigidité de l'éprouvette

Schéma cas général



Torseur de cohésion

En isolant le bout de poutre correspondant aux abscisses curvilignes plus grandes que celle du point G, on peut écrire :

$$\{\mathcal{T}_{coh}\} + \{\mathcal{T}_B\} = \{0\} \quad (\text{B.1})$$

D'où :

$$\{\mathcal{T}_{coh}\} = \begin{Bmatrix} -F.\vec{e}_1 \\ -M.\vec{e}_3 \end{Bmatrix}_B = \begin{Bmatrix} -F.\vec{e}_1 \\ -(M + F.x_2).\vec{e}_3 \end{Bmatrix}_G \quad (\text{B.2})$$

Il faut maintenant se placer dans la base locale de la poutre (les relations de comportement sont connues dans cette base locale (en petits déplacements les bases locale et globale sont confondues)) :

$$\{\mathcal{T}_{coh}\} = \begin{Bmatrix} -F.\cos(\phi).\vec{e}'_1 - F.\sin(\phi).\vec{e}'_2 \\ -(M + F.x_2).\vec{e}'_3 \end{Bmatrix}_G \quad (\text{B.3})$$

Énergie de déformation

On peut toujours écrire l'énergie de l'éprouvette sous la forme :

$$W_e = \frac{1}{2} \cdot \int_{\Gamma} \frac{(\text{Effort ou moment})^2}{\text{Module élastique} \cdot \text{Inertie}} \cdot ds \quad (\text{B.4})$$

Rigidité en flexion

Cela permet d'avoir une relation entre l'angle aux extrémités et le moment imposé, on s'en servira donc de point de départ pour évaluer la rigidité en compression. Dans ce premier calcul on suppose que la force F est nulle. La théorie que l'on utilise est linéaire en fonction du chargement mais pas en fonction de la géométrie (grands déplacements), cela permet de considérer les sollicitations indépendamment les unes des autres. D'où :

$$\phi_t = \frac{M.L}{E.I} \quad (\text{B.5})$$

Rigidité en "compression" dans un cas particulier

On cherche la solution à une sollicitation de F "proche" de ce qu'on a trouvé avant en se plaçant dans la solution particulière $\phi_t = \pi/2$ et $M = 0$ (cela correspond à l'éprouvette déformée en demi-cercle).

La condition $M = 0$ permet de ne pas prendre en compte "l'offset" qui correspond au chargement du moment, cela ne change rien à la rigidité !

Soit en fonction de la longueur de l'éprouvette :

$$u = F. \left(\frac{L^3}{2.E.I.\pi^2} + \frac{L}{2.E.S} \right) \quad (B.6)$$

Rigidité en compression dans un cas plus général

On refait exactement le même calcul que précédemment mais cette fois ci, l'angle ϕ_t est laissé "libre". On pourra donc connaître la rigidité pour chaque configuration de l'éprouvette. On obtient la raideur dans le sens de la glissière :

$$u = \frac{F.R^3}{E.I} \cdot \left(\phi_t + \frac{\sin(2.\phi_t)}{2} + 2.\cos^2(\phi_t).\phi_t - 4.\sin(\phi_t).\cos(\phi_t) \right) + \frac{F.R}{E.S} \cdot \left(\phi_t + \frac{\sin(2.\phi_t)}{2} \right) \quad (B.7)$$

Même chose en torsion

Cela correspond à la rigidité de l'éprouvette vis-à-vis de la torsion **dans la configuration déformée**. D'où :

$$\phi_{tor} = \frac{M_{tor}.L}{G.J} \quad (B.8)$$

Même chose en flexion parasite

Ici aussi, le calcul permet de déterminer la rigidité en flexion parasite (axe \vec{e}_2' : configuration déformée). D'où :

$$\phi_{flex} = \frac{M_{flex}.L}{E.I} \quad (B.9)$$

Applications numériques

Les paramètres choisis sont les suivants :

$$E = 300.10^9 \text{ Pa}$$

$$G = 5.10^9 \text{ Pa}$$

$$b = 0.02 \text{ m (largeur)}$$

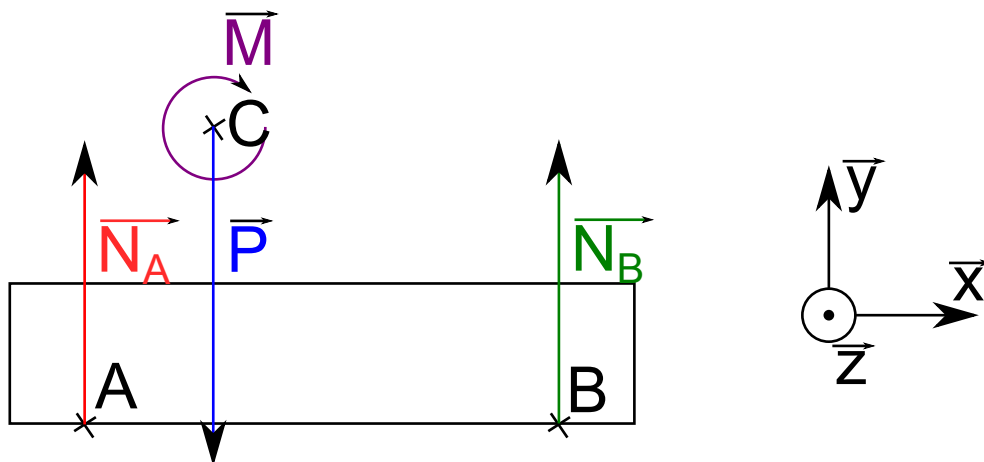
$$h = 0.002 \text{ m (hauteur)}$$

$$L = 0.2 \text{ m (longueur)}$$

Direction	Raideur
Compression axiale	$K_f \approx 8.10^3 \text{ N.m}^{-1} \text{ (mini)}$
Torsion	$K_t = 5,95.10^{-2} \text{ (N.m).deg}^{-1}$
Flexion parasite	$K_f = 3,53 \text{ (N.m).deg}^{-1}$

B.3.3.3 Efforts parasites induits par les frottements

Schéma cas général



Coordonnées des points :

Point	X	Y	Z
A	0	0	0
B	X_B	0	0
C	X_C	Y_C	0

Bilan des actions mécaniques extérieures

On isole le chariot :

— Action de la pesanteur

$$\{Gravite \rightarrow Ch\} = \left\{ \begin{array}{c} -M_T \cdot g \cdot \vec{y} \\ \vec{0} \end{array} \right\}_C \quad (B.10)$$

— Action de l'éprouvette

$$\{E \rightarrow Ch\} = \left\{ \begin{array}{c} -T_E \cdot \vec{x} \\ -M_f \cdot \vec{z} \end{array} \right\}_C \quad (B.11)$$

— Action du rail

— en A

$$\{R \rightarrow Ch\}_A = \left\{ \begin{array}{c} N_A \cdot \vec{y} + T_A \cdot \vec{x} \\ \vec{0} \end{array} \right\}_A \quad (B.12)$$

— en B

$$\{R \rightarrow Ch\}_B = \left\{ \begin{array}{c} N_B \cdot \vec{y} + T_B \cdot \vec{x} \\ \vec{0} \end{array} \right\}_B \quad (B.13)$$

Sans oublier la loi de coulomb : $T_i = \pm N_i \cdot \mu$

Écriture du PFS

On va écrire le PFS au point C, pour ce faire il faut transporter les torseurs en ce point.

$$\{R \rightarrow Ch\}_A = \left\{ \begin{array}{c} N_A \cdot \vec{y} + T_A \cdot \vec{x} \\ (T_A \cdot Y_C - N_A \cdot X_C) \cdot \vec{z} \end{array} \right\}_C \quad (B.14)$$

$$\{R \rightarrow Ch\}_B = \left\{ \begin{array}{c} N_B \cdot \vec{y} + T_B \cdot \vec{x} \\ (T_B \cdot Y_C + N_B \cdot (X_B - X_C)) \cdot \vec{z} \end{array} \right\}_C \quad (B.15)$$

D'où :

$$\begin{aligned} N_A + N_B - M_T \cdot g &= 0 \\ T_A + T_B - T_E &= 0 \\ -M_f + (T_A \cdot Y_C - N_A \cdot X_C) + (T_B \cdot Y_C + N_B \cdot (X_B - X_C)) &= 0 \end{aligned} \quad (B.16)$$

En substituant les T_i , on obtient :

$$\begin{aligned} N_A + N_B &= M_T \cdot g \\ T_A + T_B &= T_E \\ -M_f + N_A \cdot (\mu \cdot Y_C - X_C) + N_B \cdot ((X_B - X_C) + \text{signe}(N_B) \cdot \mu \cdot Y_C) &= 0 \end{aligned} \quad (B.17)$$

$$\begin{aligned}
N_A + N_B &= M_T \cdot g \\
T_A + T_B &= T_E \\
-M_f + N_A \cdot Int_1 + N_B \cdot Int_2 &= 0
\end{aligned}
\tag{B.18}$$

$$\begin{aligned}
N_A &= -N_B + M_T \cdot g \\
T_A + T_B &= T_E \\
N_B &= \frac{M_f - M_T \cdot g \cdot Int_1}{-Int_1 + Int_2}
\end{aligned}
\tag{B.19}$$

Application numérique

Paramètre	Valeur
M_f	50 N.m
M_T	10 kg
g	10 N.s^{-2}
X_B	100 mm
X_C	0 mm
Y_C	150 mm

prendre $X_C = 0$ permet d'être sûr de la direction de N_B qui sera donc positif (action du rail sur le chariot) !!!

Dans ce cas on a Int_1 très petit !

$N_B =$ environ 500 N

$N_A = -400$ N

Donc (en prenant $\mu = 10^{-2}$)

$T_A = 4$ N

$T_B = 5$ N

Effort induit au centre de l'éprouvette

$$\begin{aligned}
M_{f \text{ induit}} &= H \cdot (T_A + T_B) \\
T_{\text{induit}} &= T_A + T_B
\end{aligned}
\tag{B.20}$$

En prenant $H = 450$ mm, on obtient $M_{f \text{ induit}} = 4.05$ N.m et $T_{\text{induit}} = 9$ N.

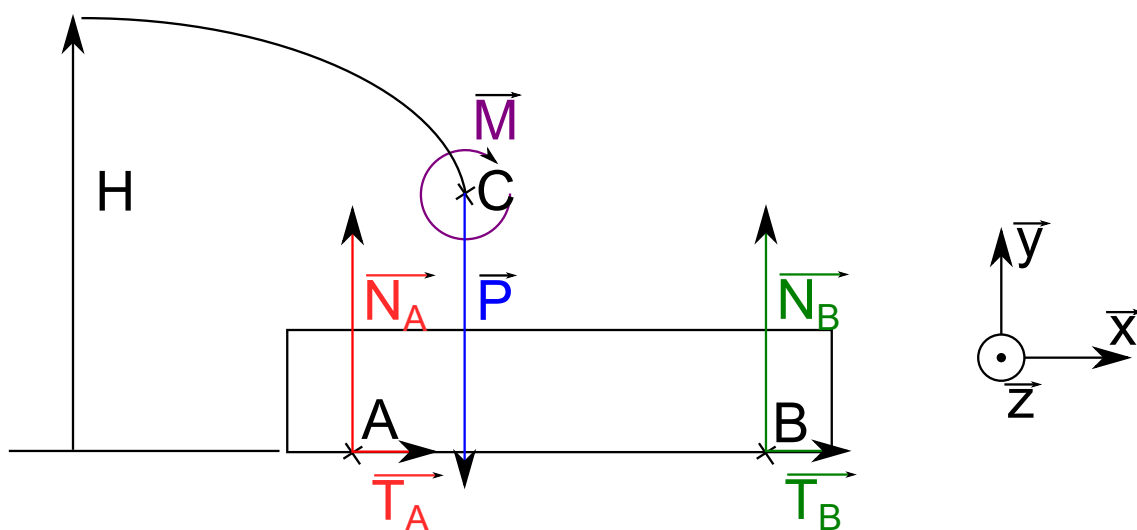


Figure B.9 – Efforts induits dans l'éprouvette

Annexe C

Propriétés matériaux

C.1 Tissé G939/M18

Grandeur	Valeur numérique	Source
E_{11}	53 000 MPa	Mesuré
E_{22}	53 000 MPa	Mesuré
E_{12}	3 800 MPa	(Miot, 2009)
ν_{12}	0.035	(Miot, 2009)
$\varepsilon_{max}^{d=0}$	1.5 %	(Bois, 2003)
$\sigma_{max}^{d=0}$	820 MPa	(Bois, 2003)
$\varepsilon_{min}^{d=0}$	- 1.3 %	Mesuré
$\sigma_{min}^{d=0}$	- 590 MPa	Mesuré
α	11	Mesuré

C.2 Tissé 1055ES18

Grandeur	Valeur numérique	Source
E_{11}	36 000 MPa	(Miot, 2009)
E_{22}	18 000 MPa	(Miot, 2009)
E_{12}	4 800 MPa	(Miot, 2009)
ν_{12}	0.19	(Miot, 2009)
$\varepsilon_{max}^{d=0}$	2.2 %	(Miot, 2009)
$\sigma_{max}^{d=0}$	800 MPa	(Miot, 2009)

C.3 Unidirectionnel T700GC/M21

Grandeur	Valeur numérique	Source
E_{11}	147 000 MPa	Constructeur
E_{22}	14 700 MPa	Postulé
E_{12}	4 700 MPa	Constructeur
ν_{12}	0.3	Postulé
$\varepsilon_{max}^{d=0}$	1.6 %	Constructeur
$\sigma_{max}^{d=0}$	2 314 MPa	Constructeur
$\varepsilon_{min}^{d=0}$	- 1.5 %	Mesuré
$\sigma_{min}^{d=0}$	~ - 1 000 MPa	Re-calculé